



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA INDUSTRIAL

ALTINO DOS SANTOS FONSECA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA, MECÂNICA E
TERMORESISTIVIDADE DA LIGA Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-
0,5%Si-0,6%Mg COM ADIÇÃO DE TEOR DE (0,13)% DE NIÓBIO,
PARA TRANSPORTE E DISTRIBUIÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA**

BELÉM-PA

2020

ALTINO DOS SANTOS FONSECA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA, MECÂNICA E
TERMORESISTIVIDADE DA LIGA Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-
0,5%Si-0,6%Mg COM ADIÇÃO DE TEOR DE (0,13)% DE NIÓBIO,
PARA TRANSPORTE E DISTRIBUIÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial – PPGEI, do Instituto de tecnologia – ITEC, da Universidade Federal do Pará – UFPA, como requisito para obtenção do título de mestre em Engenharia Industrial.

Área de concentração: MATERIAIS E METALURGIA

Linha de Pesquisa: MATERIAIS METÁLICOS E
CARACTERIZAÇÃO

Orientador: Prof. D.Sc. José Maria do Vale Quaresma

BELÉM-PA

2020

FICHA CATALOGRÁFICA

Fonseca, Altino dos Santos.

Avaliação da Resistência Elétrica, Mecânica e Termoresistividade da Liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com adição de teor de (0,13)% de Nióbio, para transporte e distribuição de Energia Elétrica.

/ Altino dos Santos Fonseca -; orientador – Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma - Belém, 2020.

- __ f.

Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Pará, Belém, 2020.

Orientação: Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma.

1. Palavra-chave1; Palavra-chave2; Palavra-chave3; Palavra-chave4.
UFPA / BC

ALTINO DOS SANTOS FONSECA

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA, MECÂNICA E TERMORESISTIVIDADE DA LIGA Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg COM ADIÇÃO DE TEOR DE (0,13)% DE NIÓBIO, PARA TRANSPORTE E DISTRIBUIÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA

Projeto de dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial – PPGEI, do Instituto de tecnologia – ITEC, da Universidade Federal do Pará – UFPA, como requisito para obtenção do título de mestre em Engenharia Industrial.

Área de concentração: MATERIAIS E METALURGIA

Linha de Pesquisa: MATERIAIS METÁLICOS E CARACTERIZAÇÃO

Orientador: Prof. Dr: José Maria do Vale Quaresma

APROVADA EM ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof., Dr. José Maria do Vale Quaresma
Orientador – UFPA

Prof., Dr. Jose Carlos De Araújo Cardoso Filho
Examinador Interno - UFPA

Prof., Dr. Carlos Alexandre Dos Santos
Examinador Externo – PGETEMA/PUCRS

*Ao Deus, Maravilhoso, a Família pelo apoio,
aos Amigos pela força e energia não só
durante a realização deste trabalho, mas todos
os dias que sempre acreditaram em mim.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelo dom da Vida e pela forma que cuida de cada um de nós.

A minha família pelo suporte dado durante toda a minha formação e sempre me incentivando.

Aos meus pais (*in memoriam*) que sempre me deram um exemplo de perseverança e honestidade.

A mãe de minha filha, Andrea Simone de Miranda, que no início deste desafio foi umas das pessoas que sempre acreditou em mim e me ajudou muito a estudar.

A minha filha amada Ana Lia que me inspira todos dias a ser um bom homem e deixa minha vida mais feliz.

A UFPA, FEM e PPGEI que proporcionaram grande parte da minha formação intelectual e onde passei anos importantes do meu crescimento pessoal

Ao Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma pela orientação e paciência durante a realização deste trabalho e acolhida em seu grupo de pesquisa, um amigo que sempre vou lembrar.

A todos os professores membros do programa e ao Grupo de Pesquisa em Engenharia dos Materiais (GPEMAT), em especial à Emerson Rodrigues Prazeres, Mateus Jose Araújo de Souza, Vinicius Silva dos Reis, Carlos Vinicius de Paes Santos, Clovis Santana e Andrey Coelho que foram parte fundamental da estruturação e execução desta pesquisa.

A todos os colegas de Trabalho do Senai Pará, aos senhores Andre do Carmo, Eduardo Peres e Adriano Reis pelo suporte e apoio para finalizar as pesquisas de ensaios no laboratório do Instituto Senai de Inovação (ISI) e também a equipe que faço parte Cep Barcarena, onde sempre tive total apoio e que compreenderam minha ausência.

Aos amigos Aécio dos Santos e Denyson Teixeira Almeida pela parceria, comprometimento e ajuda a concluir este trabalho, foram fundamentais nessa jornada.

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência do elemento Nióbio, sob a liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg quanto as suas propriedades mecânicas, elétricas e caracterização termorresistente. A primeira etapa do trabalho englobou ensaios de tração e resistividade para quatro diâmetros de corpos de prova, 2,8; 3,0; 3,8; e 4,2 mm, estes diâmetros foram reproduzidos pernas de cabos utilizados para transmissão e distribuição de energia elétrica e foram produzidos a partir do vazamento do alumínio em molde “U” com hastes de 22,0 mm de diâmetro, usinagem em torno mecânico para 18,5 mm e laminação a frio para os quatro diâmetros analisados. Os resultados que o diâmetro de 3,0mm mostrou tanto de LRT quanto de condutividade, bom desempenho devido ao fenômeno da recuperação dinâmica, a liga modificada com 0,13% Nb observou-se bons resultados elétricos, mecânicos e com grãos refinados. Percebeu-se que após o tratamento térmico nas temperaturas de 230 °C/1h e 280 °C/1h tanto a liga base, quanto a liga modificada com % de Nb melhorou sua condutividade elétrica e este comportamento foi provocado por um estágio inicial de recuperação dinâmica, em que a resistividade aumenta pelo processo deformativo intenso em que a própria geração de calor consequente trata termicamente o elemento deformado e a consequência disto é o rearranjo dos grãos melhorando a transferência dos elétrons e aumentando a condutividade elétrica. A segunda etapa avaliou a caracterização termorresistente da liga, seguindo orientações das normas técnicas da COPEL e ASTM. Os resultados permitiram a caracterização da liga modificada com teor de 0,13% de Nb mostrou perda acima de 10 % após tratamento térmico em 230 °C/1h e 280°C/1h.

Palavras-chave: Liga Al-Nb; termorresistividade; recuperação dinâmica; condutividade elétrica.

ABSTRACT

The present work aims to study the influence of the element Niobium, under the alloy Al-0.05% Cu- [0.25-0.35]% Fe-0.5% Si-0.6% Mg as its mechanical, electrical properties and thermo-resistant characterization. The first stage of the work included tensile and resistivity tests for four specimen diameters, 2.8; 3.0; 3.8; and 4.2 mm, these diameters were reproduced cable legs used for transmission and distribution of electrical energy and were produced from the casting of aluminum in “U” mold with rods of 22.0 mm in diameter, machining on lathe for 18.5 mm and cold rolling for the four diameters analyzed. The results that the diameter of 3.0mm showed both LRT and conductivity, good performance due to the phenomenon of dynamic recovery, the modified alloy with 0.13% Nb showed good electrical, mechanical and refined grain results. It was noticed that after heat treatment at temperatures of 230 ° C / 1h and 280 ° C / 1h both the base alloy and the alloy modified with% Nb improved its electrical conductivity and this behavior was caused by an initial stage of recovery dynamics, in which the resistivity increases due to the intense deformation process in which the consequent heat generation itself thermally treats the deformed element and the consequence of this is the rearrangement of the grains, improving the transfer of electrons and increasing the electrical conductivity. of the league, following guidelines of the technical standards of COPEL and ASTM. The results allowed the characterization of the modified alloy with 0.13% Nb content, showing a loss above 10% after thermal treatment at 230 ° C / 1h and 280 ° C / 1h.

Keywords: Al-Nb League; thermoresistance; dynamic recovery; Electric conductivity.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Ligas do sistema Al-Nb e respectivas relações experimentais obtidas.	28
Tabela 2 - Referência serie 6xxx (liga 6101).....	42
Tabela 3 - Liga Base	42
Tabela 4 - Liga base com adição de 0,13 % de Nióbio	42
Tabela 5 - Condutividade Elétrica (% IACS) ligas base	44
Tabela 6 - Condutividade Elétrica (% IACS) liga base STT e com TT 230 °C/ 1h e 280 ° C/1h	45
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de ductilidade para a liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe- 0,5%Si-0,6%Mg nos diâmetros de 2,7; 3,0; 3,8; e 4,2mm. ligas base	46
Tabela 8 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para as ligas as Al-0,05%Cu- [0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base.....	47
Tabela 9 - Valores de LRT para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para o diâmetro de 2,7 mm e 3,0mm ligas base.	48
Tabela 10 - Condutividade Elétrica (% IACS).....	49
Tabela 11 - Condutividade Elétrica (% IACS) liga modificada STT e com TT 230 °C/1h e 280 °C/1h.....	49
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de ductilidade para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25- 0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % de N.B., diâmetros de 2,7; 3,0; 3,8; e 4,2mm	50
Tabela 13 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga modificada Al- 0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % N.b.....	51
Tabela 14 - Valores de LRT para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si- 0,6%Mg + 0,13 % N.b., antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.	52

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Dispersóides revelados na TEM	19
Figura 2 – Esquema comparativo do efeito do trabalho a frio e do tratamento térmicos em metais.....	20
Figura 3 - (a) Trabalho a frio previsto; (b) variação do trabalho a frio previsto, em função dos diâmetros dos canais, sendo o diâmetro inicial de 18,5mm.	21
Figura 4 - Nb–Al binary phase diagram	25
Figura 5 - Ampliação de uma parte do Al-Nb Fase diagrama que mostra a Al-rico peritética.	26
Figura 6 - Gráfico qualitativo da capacidade de refino de ligas de Al para metais de adição	27
Figura 7 – Diagrama de Procedimentos	34
Figura 8 - Forno Elétrico e Agitação do Metal	35
Figura 9 - Injeção de Argônio e Vazamento para retirar a amostra de testemunho	36
Figura 10 – (A) Espectrômetro de óptico, (B) Amostra testemunho (C) Corpo de prova com as queimas da análise química	36
Figura 11 - Molde “U “	37
Figura 12 - Politriz e Amostra para Análise Macro Estrutural.....	38
Figura 13 - Laminadores Elétricos	38
Figura 14 - Máquina de tração KRATOS modelo IKCL1	39
Figura 15 - Curva Força (N) x Deslocamento (mm) da liga-base com adição de 0,26% Zr para o fio com diâmetro de 3,0 mm.....	39
Figura 16 - Fotos do conjunto componentes da ponte de Kelvin utilizada para medir a resistência elétrica.....	40
Figura 17 - Macro das ligas Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com adição de teor de (0,13)% de Nióbio: a. Liga 6101; b. Liga 6101 modificada com 0,13%Nb.....	43
Figura 18 - Condutividade Elétrica Liga Base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg	44
Figura 19 - Condutividade Elétrica Liga Base STT e com TT 230 ° C/1h e 280 ° C/1h,	45
Figura 20 - Alongamento Liga Base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base	46
Figura 21 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga a Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base.....	47

Figura 22 - Valores de LRT para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.	48
Figura 23 - Condutividade Elétrica Liga Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13% N.b.	49
Figura 24 - Condutividade Elétrica Liga Modificada STT e com TT 230 ° C/1h e 280 ° C/1h,	50
Figura 25 - Liga Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % N.b.	51
Figura 26 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % N.b.	52
Figura 27 - Valores de LRT para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % N.b., antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.	53
Figura 28 - comparações entre Condutividade Elétrica das Ligas Base e Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % N.b.).	54
Figura 29 - Alongamento das Ligas Base e Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + (0,13% N.b.)	55
Figura 30 - Gráfico de comparação LRT da liga base e modificada; Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + (0,13 de N.b.).....	55
Figura 31 - Valores de Termorresistividade para as ligas base e modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os	56
Figura 32 - Gráficos de Condutividade Elétrica (azul) e LRT (preto) para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg.	57
Figura 33 - Gráficos de Condutividade Elétrica (azul) e LRT (preto) para a liga modificada Al-0,05%Cu-	58

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Letras latinas

A	Área da secção transversal do CP	[mm ²]
CP	Corpo de prova	
d _c	Diâmetro de um <i>dimple</i>	
\bar{d}_c	Média dos diâmetros	[m]
d ₁	Maior dimensão de um <i>dimple</i>	
d ₂	Menor dimensão de um <i>dimple</i>	
G	Tamanho médio dos <i>dimples</i>	
L	Comprimento do fio	
L	Comprimento total utilizado na medição	
M	Magnificação da imagem	
n	Número de <i>dimples</i> medidos	
N _i	Número de <i>dimples</i> medidos	
N _L	Número de <i>dimples</i> x mm	
R _t	Resistência a T °C	[Ω]
R _v	Resistência elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C	[Ω/m]
R ₂₀	Resistência corrigida a 20 °C	[Ω]
t	Temperatura na qual foi efetuada a medição	[°C]

Letras Gregas

δ	Alongamento	[%]
ϑ	Razão das cavidades	
φ	Condutividade Elétrica do Fio	[%IACS]
ρ _{Cu}	Resistividade do Cobre	[kg/m ³]
ρ _{Al}	Resistividade do Alumínio	[kg/m ³]
ρ _c	Resistividade Volumétrica	$[\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}]$

Abreviações e siglas

FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
GPEMAT	Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais
IACS	International Annealed Cooper Standard
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
CTT	Com Tratamento Térmico
STT	Sem Tratamento Térmico
CTT _R	Com Teste de Termorresistividade
STT _R	Sem Teste de Termorresistividade

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	15
1.1	Objetivos.....	16
1.2.	Hipótese	16
1.3.	Justificativa	16
2.	REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO.....	17
2.1.	Elementos de Liga	17
2.2.	Partículas de Segunda Fase	17
2.2.1.	Partícula Primária	18
2.2.2.	Constituintes	18
2.2.3.	Precipitados	19
2.2.4.	Dispersóides	19
2.3.	Recuperação estática e dinâmica	19
2.4.	Trabalho a Frio.....	20
2.4.1.1.	Efeito do Ferro nas ligas	22
2.4.1.2.	Efeito do Cobre nas ligas.....	22
2.4.1.3.	Efeito do Magnésio nas ligas.....	23
2.4.1.4.	Efeito do silício como elemento de Liga.....	23
2.4.1.5.	Nióbio como Elemento de Liga.....	24
2.5.	Refinamento de Grão	26
2.6.	Liga de Alumínio Série 6000.....	28
2.7.	Ligas de Alumínio Termo Resistente.....	30
2.8.	Propriedades das ligas.....	31
2.8.1.	Avaliação da Condutividade Elétrica	31
2.8.2.	Procedimento de Tratamento Térmico	32
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1.	Preparação das Ligas	33

3.2.	Preparação do Material	35
3.3.	Composição Química	36
3.4.	Solidificação na Coquilha em “U”	37
3.5.	Análise micro e macroestrutural.....	37
3.6.	Procedimento experimental para a caracterização mecânica.....	38
3.7.	Procedimento experimental para a caracterização das propriedades elétricas .	39
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
4.1.	Composição Química das Ligas	42
4.1.1.	Macro Estrutura das Ligas	43
4.2.	Caracterização Elétrica ligas base	44
4.3.	Caracterização Termorresistente da liga: Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com referência a norma COPEL ligas base.	47
4.3.1.	Caracterização Termorresistente	48
4.4.	Resultados dos ensaios da Liga Modificada; Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + (0,13 N.b.).	49
4.5.	Caracterização Termorresistente da liga: Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13% N.b. com referência a norma COPEL.	52
4.6.	Comparações dos Resultados das Ligas; Base e Liga Modificada com % de N.b.	
	53	
4.6.1.	Condutividade Elétrica	53
4.6.2.	Alongamento	54
4.6.3.	Caracterização Mecânica Liga Base e Modificada.....	55
4.6.4.	Comparação de termo resistência nos diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm.....	56
4.6.5.	Análise do comportamento da liga e seleção do melhor diâmetro	57
5.	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	59
6.	TRABALHOS FUTUROS	60
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é o metal mais abundante da crosta terrestre e o segundo metal mais importante para indústria e comércio. A produção mundial de alumínio é de aproximadamente 20 milhões de toneladas por ano e uma quantidade similar é reciclada no mesmo período, sendo a reciclagem de alumínio importante para sua indústria atualmente (GHALI, 2010).

O Brasil também detém a maior reserva mundial de nióbio, seguido pelo Canadá e Austrália. As reservas medidas de nióbio aprovadas pelo DNPM e contabilizadas totalizaram 842.460.000 toneladas, com teor médio de 0,73% de Nb₂O₅ e estão concentradas nos Estados de Minas Gerais (75,08%), em Araxá e Tapira; Amazonas (21,34%), em São Gabriel da Cachoeira e Presidente Figueiredo; e em Goiás (3,58%), em Catalão e Ouidor.

Nosso país tem a terceira maior reserva de alumínio no mundo, perdendo apenas para Austrália e Guiné. Além da Amazônia, o alumínio pode ser encontrado no sudeste do Brasil, na região de Poços de Caldas e Cataguases (MG). A bauxita é o minério mais importante para a produção de alumínio, contendo de 35% a 55% de óxido de alumínio (ABAL, 2018).

As ligas 6201 e 6101 tem sido modificada para aplicações na produção de cabos de rede de transmissão de energia elétrica (QI; LAPOVOK; ESTRIN, 2016; ZHANG et al., 2018). Devido ao pleito energético e aumento do uso de aparelhos eletroeletrônicos a necessidade de criar materiais com boa condutividade elétrica e boa resistência mecânica tem demandado da indústria aplicações que vão ao encontro das necessidades que o material oferta para esta aplicação.

Este trabalho faz um estudo com as ligas 6xxx adicionando pequenos teores de nióbio para fabricação de cabos de energia para transmissão de alta tensão, adotando padrões de qualidade e segurança estabelecidos pelas normas nacionais e internacionais vigentes, já que nosso país tem as maiores reservas de nióbio e alumínio do mundo.

O nióbio é um dos metais que mais resistem à corrosão, principalmente em meios ácidos (ANM, 2013). Segundo Caiyun (2015), a estrutura que o trialumineto de Nb irá gerar será semelhante a estrutura gerada pelo trialumineto de titânio. Devido a isso se acredita que seja possível a aplicação do Nb para refinar grãos e melhorar as características de fabricação e condutividade elétrica.

Este trabalho investigou-se a avaliação de lrt, termorresistividade e condutividade elétrica da liga 0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com 0,13 % de nióbio, a liga apresentada com % Nb para transporte e distribuição de energia elétrica.

1.1 Objetivos

1.1.1. Objetivo geral

Avaliar o desempenho da liga modificada com 0,13 % de Nb, selecionada por intermédio de metodologias experimentais baseadas em ensaios mecânicos, elétricos e termorresistividade, para fins de transmissão e distribuição de energia elétrica das ligas elaboradas.

1.1.2. Objetivos específicos

- a. Determinar a capacidade de refino de grão para o teor de 0,13 % Nb da liga em estudo.
- b. Comparar a variação do alongamento ($[\delta]$), com a condutividade elétrica e o limite de resistência à tração.
- c. Avaliar a ductilidade da liga através do alongamento $[\delta]$.
- d. Comparar a termorresistividade da liga após o tratamento térmico.

1.2. Hipótese

Ao adicionar 0,13 % Nb na liga 6101 para transporte de energia elétrica nos cabos de transmissão e distribuição, pode-se elevar a resistência a tração, condutividade e resistência a corrosão, desta forma contribuindo para que o sistema elétrico não tenha muita perda mecânica.

1.3. Justificativa

O estudo apresenta dois principais aspectos de viabilidade econômica e de mercado: Uma menor perda no Sistema Elétrico de Potência (SEP), utilizando melhores materiais para transmissão e distribuição de energia elétrica. O outro aspecto fundamentador da pesquisa caracteriza-se pelo fato de que o alumínio é o principal elemento utilizado para fabricação de cabos no Sistema Interligado Nacional (SIN), portanto, o condicionamento e instalação de novas linhas de energia aumentariam a demanda pelo material e podem aquecer economicamente o mercado local.

2. REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO

A presente seção tem por objetivo realizar o embasamento teórico necessário para o entendimento da pesquisa em questão. Neste capítulo, apresenta-se trabalhos realizados na área da metalurgia concernente às ligas metálicas, bem como apresentando as abordagens observadas na literatura relativas à área da pesquisa.

2.1. Elementos de Liga

No que concerne aos elementos de liga, tem-se que estes são comumente introduzidos para aprimorar as propriedades, influência na dureza, no ponto de fusão, na resistência à tração e à corrosão, na capacidade de fundição e em outras propriedades dos materiais (DOHERTY et al., 1997; CHAKRABARTI; LAUGHLIN, 2004).

Segundo Haasen (1996), Ryen et al. (2006) e Zhao, Slagsvold e Holmedal (2012) descrevem que os elementos ligantes influenciam na formação de precipitado e no comportamento de recristalização.

Conforme Lloyd (2003) e Westermann et al. (2014), estes elementos, ao serem adicionados no material, caracterizam-se por afetarem o material de diferentes formas. Ainda nesse contexto, tem-se que Stadler et al. (2013) afirma que, nos últimos anos, várias investigações são realizadas com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas de ligas metálicas.

2.2. Partículas de Segunda Fase

As partículas de segunda fase influenciam as propriedades mecânicas de ligas metálicas, tais como endurecimento e resistência mecânica. Elas afetam a microestrutura e os materiais modificando tamanho de grão, resistência térmica e, conseqüentemente, a superfície da fratura dos materiais (HUANG et al., 2018).

Elementos são adicionados em ligas, e as suas relações com a matriz ou com os elementos já presentes formam partículas de segunda fase que agregam propriedades ou características específicas ao material. O grau de endurecimento resultante da presença de partículas de segunda fase depende da distribuição dessas partículas na matriz dúctil (DIETER, 1981).

As partículas de segunda fase são definidas segundo o seu modo de formação e na sua habilidade para se dissolver na matriz, sendo divididas em quatro classes:

- Partículas primárias

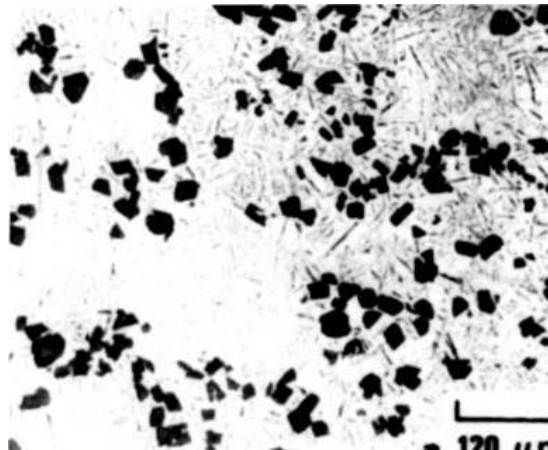
- Constituintes
- Precipitados
- Dispersóides

2.2.1. Partícula Primária

Partículas primárias, apresentada na figura 1, referem-se à fase sólida que separa a partir de solidificação. Essas fases podem ser formadas durante a solidificação por meio de várias reações. (BELOV; ESKIN; AKSENOV, 2005).

Partículas macroscopicamente grandes de Al_7Cr , Al_3Ti e Al_3Zr que podem ser formadas por reação peritética, são indesejáveis se a composição química não for completamente controlada (TIRYAKIOGLU e STALEY 2003; METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES, 2004).

Figura 1 – Partículas primárias de silício em uma liga de Al-Si hipereutética



Fonte: TIRYAKIOGLU e STALEY (2003).

2.2.2. Constituintes

Trata-se de uma transformação eutética durante a solidificação (WANG et al., 2016). Muitos desses constituintes solúveis dissolvem também durante o preaquecimento dos lingotes, antes dos processos de deformação ou durante o tratamento térmico de solubilização. O tamanho dos constituintes decresce com o aumento da taxa de solidificação (ZHENG et al., 2019).

2.2.3. Precipitados

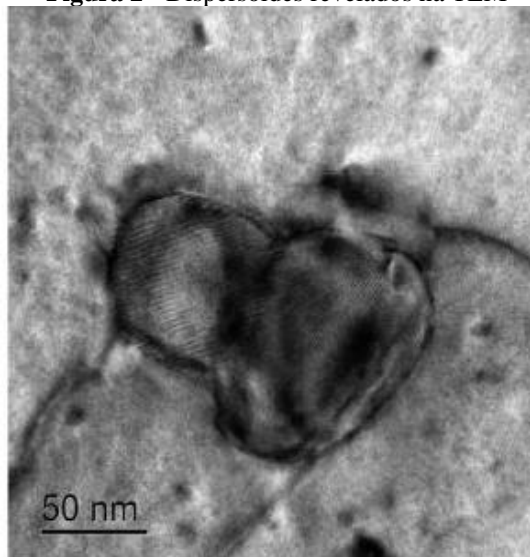
Muitos desses constituintes solúveis dissolvem também durante o preaquecimento dos lingotes, antes dos processos de deformação ou durante o tratamento térmico de solubilização de perfis fundidos ou produtos trabalhados. O tamanho dos constituintes decresce com o aumento da taxa de solidificação (ZHENG et al., 2019).

2.2.4. Dispersóides

Tem-se que a formação de dispersóides pode ser evidenciada durante o preaquecimento de lingotes, no tratamento térmico os elementos supersaturados de baixa-difusão, isto é, solúvel no alumínio fundido; porém, estes têm um limite de solubilidade no alumínio sólido (KUBIŇÁKOVÁ; DANIELIK; HÍVEŠ, 2018).

Belov et al. (2019) evidenciaram que em uma liga de alumínio o manganês foi completamente solúvel, enquanto a concentração de cobre foi de cerca de 1%. Essa concentração foi suficiente para formar cerca de 4% em peso de dispersóides $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Para evidenciar os dispersóides, Belov et al. (2019) fez uso da microscopia eletrônica de transmissão (TEM), que revelou dispersóides contendo Mn, conforme evidencia a Figura 2.

Figura 2 - Dispersóides revelados na TEM



Fonte: Belov et al. (2019).

2.3. Recuperação estática e dinâmica

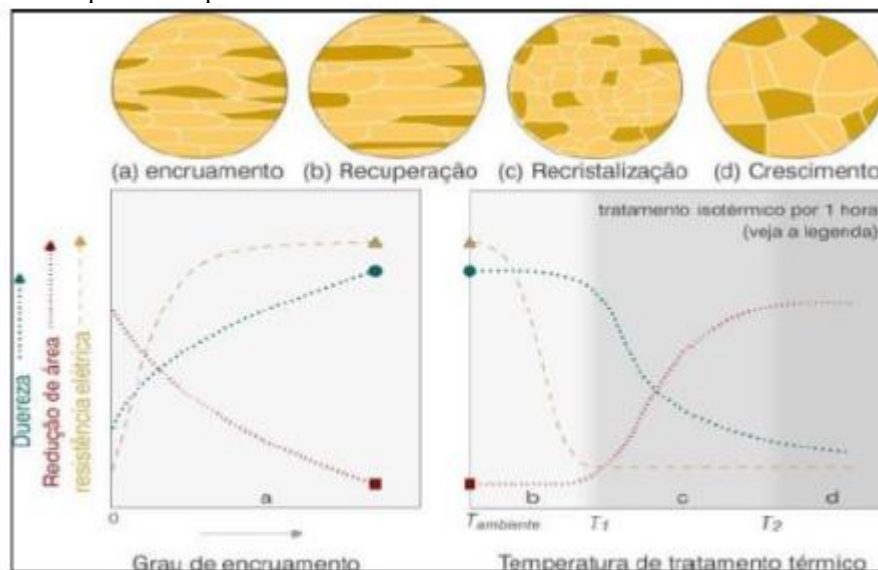
As recuperações estática e dinâmica são importantes fenômenos no controle das propriedades mecânicas dos materiais. Corresponde a um alívio de tensões internas armazenadas durante o processo de deformação (PRAZERES, 2016).

Callister (2007), a recuperação compreende fenômenos que levam a restauração parcial do material e pode ocorrer de duas formas: estática, que ocorre após o processo de deformação e é causada por flutuações térmicas; e dinâmica, que ocorre durante o processo de deformação e é causada pela saturação de defeitos cristalinos armazenados, levando a formação de uma microestrutura de subgrãos. Sua teoria está representada na Figura 2.

Shakckelford (2008), a mobilidade atômica é suficiente para diminuir a concentração de defeitos pontuais dentro de grãos e em alguns casos permitir que as discordâncias se movam para posições de mais baixa energia. Este processo leva a diminuição da dureza do material e pode ocorrer em temperaturas mais baixas que as necessárias para promover alguma mudança microestrutural significativa.

Além disto, as microestruturais são tidas como sutis demais para serem percebidas através de microscopia, contudo podem ser medidas de maneira indireta por técnicas de avaliação de propriedades físicas e mecânicas do material (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996).

Figura 1 – Esquema comparativo do efeito do trabalho a frio e do tratamento térmicos em metais



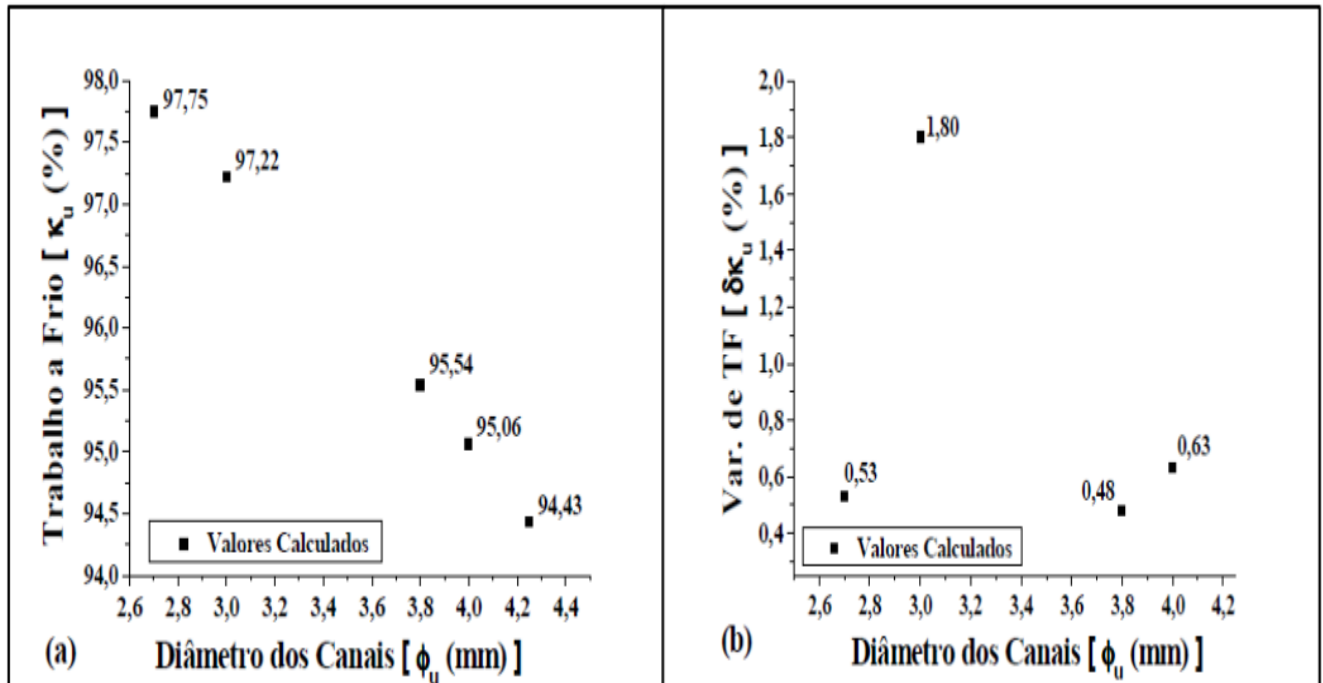
Fonte: Callister (2007).

2.4. Trabalho a Frio

Para Chiaverini (1986), o trabalho mecânico a frio é aquele que provoca uma deformação plástica no material, com temperatura abaixo da recristalização, e por consequência causa o fenômeno do encruamento, que modifica as propriedades mecânicas do material de maneira tão intensa. Isto ocorre devido a alterações causadas na estrutura cristalina devido ao esforço mecânico.

Lima (2014), citando Machado (2012), descreve que há um aumento entre um passe e outro em um processo de laminação a frio e demonstra isto com uso da Figura 3.

Figura 2 - (a) Trabalho a frio previsto; (b) variação do trabalho a frio previsto, em função dos diâmetros dos canais, sendo o diâmetro inicial de 18,5mm.



Fonte: Machado (2012), apud. Lima (2014).

A Figura 3 mostra o grau de variação do trabalho a frio na mudança do diâmetro de 3,8 mm para 3,0 mm, chegando a 1,80%, que é o maior grau de variação percebido para o processo de laminação realizado (LIMA, 2014).

2.4.1. Elementos de Liga nas Ligas de Alumínio

Pode-se observar a presença de ligas de alumínio em diversos setores da engenharia, com aplicações nas mais variadas áreas, evidenciando sua ampla utilização (SU; YOUNG, 2019). O uso de alumínio puro, embora possuindo boas propriedades, como a mais alta condutividade elétrica (~ 62% IACS) entre os materiais de Al, é limitado devido à sua baixa resistência (LIU et al., 2015).

A precipitação de compostos intermetálicos adicionando uma variedade de elementos é geralmente usada para melhorar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio (CÁCERES; SVENSSON; TAYLOR, 2003). No entanto, também tem algum limite, porque a característica intrínseca de compostos intermetálicos pode reduzir as propriedades em altas temperaturas (SRIVATSAN; LAVERNIA, 1993). Tem-se como exemplo o caso da liga Al-Si-Mg-Fe, as fases intermetálicas quebradiças, incluindo os precipitados β- (Al₅FeSi) e α- (Al₅FeSi), são instáveis

a mais de 200 °C, como resultado, pode diminuir as propriedades de alta temperatura da liga (GARCÍA-GARCÍA; ESPINOZA-CUADRA; MANCHA-MOLINAR, 2007).

Foram realizadas experiências para documentar o efeito combinado de diferentes elementos de liga na microestrutura e comportamento tensão-deformação associado de ligas extrudadas de Al-Mg-Si. (REMØE et al., 2017)

Essas ligas de Al que são fabricadas através da adição de partículas de reforço são relativamente superiores a altas temperaturas, mas também apresentam alguns problemas, como altos custos comparado aos materiais convencionais, propriedades físicas reduzidas devido à interface incoerente entre partícula de dispersão e matriz, tensão térmica residual causada pela diferença de temperatura, coeficiente de expansão e desvio local das propriedades (RAJEEV; DWIVEDI; JAIN, 2010).

2.4.1.1. Efeito do Ferro nas ligas

O ferro possui uma alta solubilidade em alumínio fundido e, portanto, é facilmente dissolvido em todos os estágios de produção. A solubilidade do ferro no estado sólido é muito baixa (~ 0,04%) e, portanto, a maior parte do ferro presente no alumínio acima dessa quantidade aparece como uma segunda fase intermetálica em combinação com o alumínio e frequentemente outros elementos (Metals Handbook 1992).

Quando cristalizam esses compostos, em particular, como fases primárias durante a solidificação, eles são propensos a crescimento em agulhas longas/placas (ASM INTERNATIONAL, 1990).

A morfologia e o tamanho das fases ricas em ferro nas ligas de alumínio dependem da composição da liga e das condições de solidificação (WANG; MAKHLOUF; APELIAN, 1995).

2.4.1.2. Efeito do Cobre nas ligas

Tem-se que as ligas de alumínio e cobre contendo 2 a 10% de Cu, geralmente com outras adições, formam importantes famílias de ligas. As ligas de alumínio-cobre fundidas e forjadas respondem ao tratamento térmico ao envelhecimento subsequente com um aumento na resistência e dureza e uma diminuição da ductilidade. O reforço é máximo entre 4 e 6% de Cu, dependendo da influência de outros constituintes presentes (GARCÍA-GARCÍA; ESPINOZA-CUADRA; MANCHA-MOLINAR, 2007).

Este elemento de liga destaca-se pela possibilidade de utilização para diversas aplicações, podendo ser utilizado em liga com outros materiais ou até mesmo em seu estado puro. Ele melhora substancialmente a resistência mecânica e a dureza do alumínio, quando

deste nas condições de fundido e tratado termicamente. O cobre geralmente reduz a resistência à corrosão e, em composições específicas, aumenta a suscetibilidade à corrosão conjugada à tensão no alumínio. Contudo, baixos teores de cobre em ligas de Al-Zn inibem este efeito. (KAUFMAN; ROOY, 2004).

2.4.1.3. Efeito do Magnésio nas ligas

O magnésio trata-se do principal elemento de liga na série 5xxx de ligas. Sua máxima solubilidade sólida em alumínio é de 17,4%, mas o teor de magnésio nas ligas forjadas atuais não excede 5,5%. A adição de magnésio aumenta acentuadamente a resistência do alumínio sem diminuir indevidamente a ductilidade. Resistência à corrosão e soldabilidade são boas.

Concernente a este elemento de liga, tem-se que este é um dos poucos elementos que possui alta solubilidade sólida em alumínio, haja vista que este elemento tem seu equilíbrio em torno de 15% a 450°C, embora esta solubilidade aproxime-se de zero a 20°C (KAUFMAN; ROOY, 2004).

Quanto aos efeitos da presença de magnésio em ligas de alumínio, tem a capacidade de efetuar reduções sensíveis na densidade da liga (2,65 g/cm³) (KAUFMAN; ROOY, 2004). Ainda no contexto dos efeitos do magnésio, tem-se que segundo Kaufman & Rooy (2004), alguns efeitos são capazes de causar um aumento da temperatura de recuperação dinâmica, permitindo à liga reter as propriedades do trabalho a frio a temperaturas mais elevadas antes da recuperação e recristalização ocorrerem.

2.4.1.4. Efeito do Silício como elemento de liga

A solubilidade do silício no alumínio é baixa, da ordem de 1,65% em peso. Este sistema apresenta uma liga eutética com 11,6%p de Si, a 577 °C. O silício, além de oferecer excelentes características para a fundição tem densidade de apenas 2,3 g/cm³, inferior à do alumínio (2,7 g/cm³). Em consequência, as ligas Al-Si apresentam densidade de aproximadamente um terço da do aço, cobre ou bronze.

O silício compõe com o alumínio um dos seus principais sistemas binários, apresentando características excelentes de fundição, principalmente a alta fluidez e a baixa contração (GOMES; BRESCIANI, 1976).

Segundo Hatch (1984): “Ligas binárias Al-Si combinam alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e baixa densidade, além de apresentarem uma gama de propriedades físicas e mecânicas que dependem da microestrutura.”

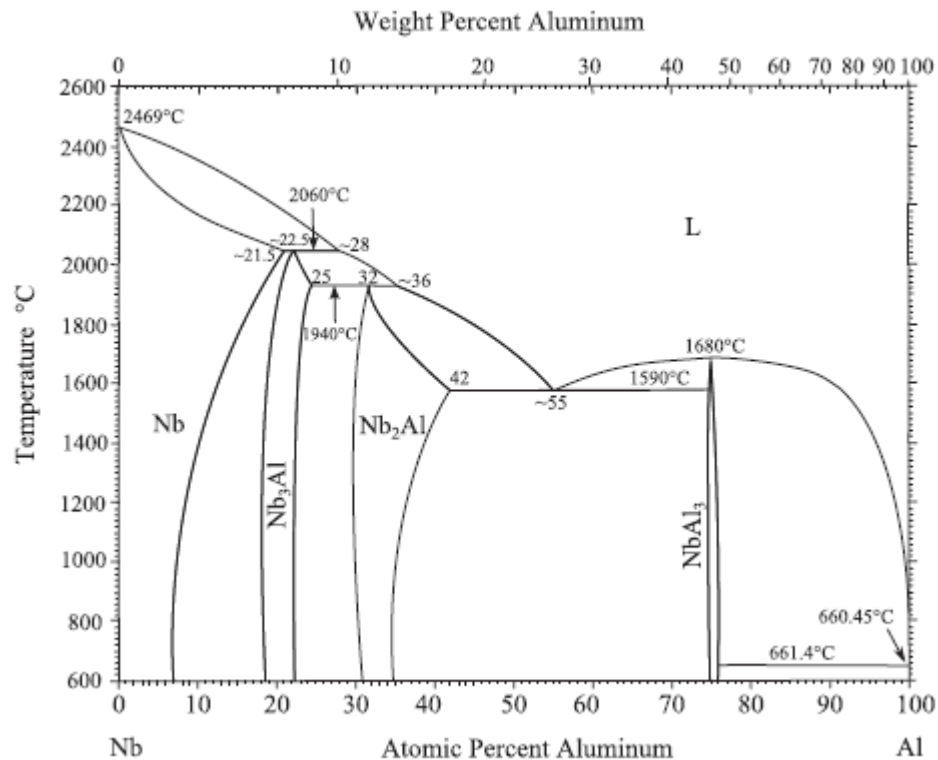
2.4.1.5. Nióbio como Elemento de Liga

O nióbio se trata de um elemento de liga caracterizado como estratégico em virtude de suas características. (ZHANG et al., 2014). A aplicação mais comum de Nb, diferentemente de outros metais refratários, é encontrada na indústria siderúrgica e, em menor proporção, no setor não metalúrgico (DICKS; WANG; WU, 2009).

Este elemento de liga, em virtude de seu elevado ponto de fusão, tem ampla utilização nas cadeias produtivas de elementos estruturais sólidos (PURCELL et al., 2018). A exemplo disso, pode-se destacar como formas de aplicação a construção de turbinas térmicas, sistemas de propulsão na indústria da aviação, a fabricação de supercondutores em ligas, a fabricação de componentes de equipamentos médicos, processos de soldagem e com usos nas indústrias nuclear e eletrônica.

O nióbio é um metal refratário com densidade relativamente baixa ($8,57 \text{ Kg/m}^3$) e propriedade de alta temperatura. Contudo, sua resistência à oxidação é baixa e pode ser melhorada com a adição de alumínio para formar aluminetos de nióbio (Nedomov, Rabezova, Akad. et al, 1961). Esses são compostos intermetálicos com excelentes propriedades a elevadas temperaturas e são materiais adequados para componentes de turbinas em usinas de energia, aeronaves, aviações e outras aplicações avançadas (Beaver, Stonehouse and Paine, 1964).

Três compostos intermetálicos, NbAl_3 , Nb_2Al e Nb_3Al , são mostrados no diagrama de fases binárias Nb – Al, Fig. 4.

Figura 3 - Nb–Al binary phase diagram

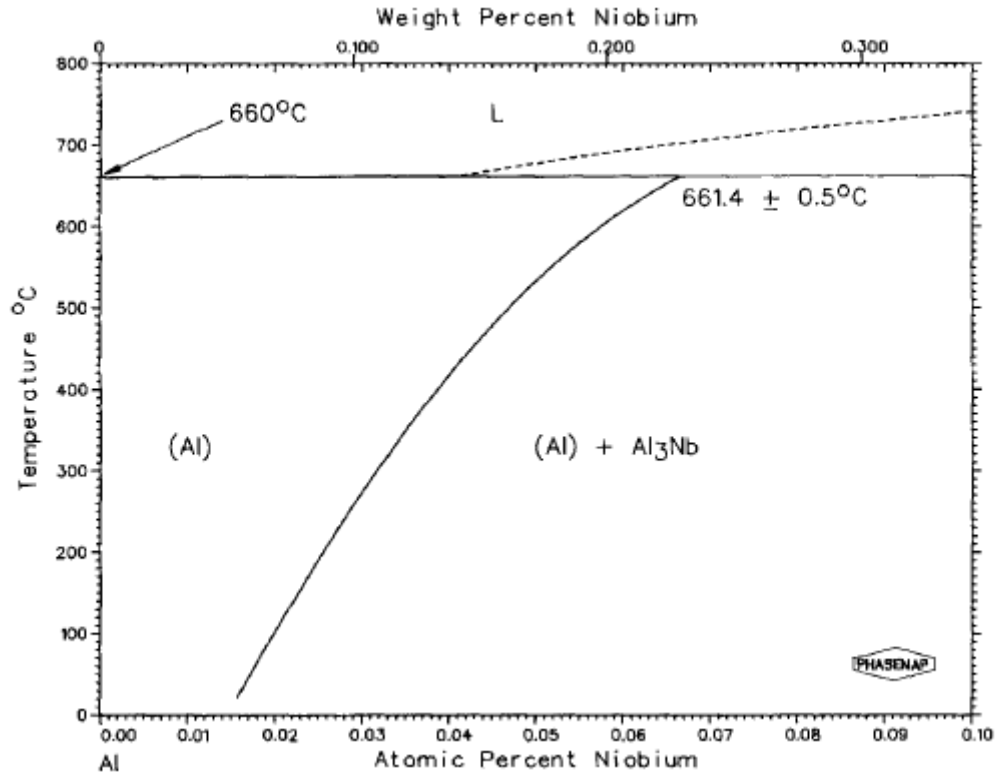
O diagrama de fases binário Nb–Al pode ser usado para a previsão das composições químicas capazes de formar os intermetálicos Nb₃Al e NbAl₃ na solidificação. Porém, deve-se lembrar que este diagrama considera o resfriamento no equilíbrio. No diagrama Nb–Al, Figura 5, pode-se identificar as faixas de composição e temperaturas onde ocorre a formação dos intermetálicos Nb₃Al, Nb₂Al e NbAl₃. As fases Nb₃Al e Nb₂Al formam-se através de reações peritéticas a aproximadamente 2060°C / 8,8% wt Al e 1940°C / 12,5% wt Al, respectivamente. Finalmente a fase NbAl₃ forma-se congruentemente em torno de 1660°C / 46,5% wt Al (ZHU et al, 2008).

Os intermetálicos Nb₃Al apresentam alto ponto de fusão (2060°C), alta dureza (980HV) (CHUNG et al, 2002) e boa ductilidade quando comparados à fase sigma de estrutura tetragonal do Nb₂Al. Adicionalmente apresentam baixa solubilidade, desta forma estão presentes em faixas de composição próximas à estequiométrica e pequenas alterações nos teores de Al tornam essa fase instável (BUTA et.al, 2003).

A solução sólida NbAl apresenta baixa ductilidade e baixa tenacidade à temperatura ambiente. Esse comportamento está relacionado possivelmente à alta temperatura de transição dúctil-frágil, em torno de 1000°C (SOLOMON, 1993). Os intermetálicos Nb₂Al são normalmente indesejáveis na maioria das aplicações, pois apresentam elevada fragilidade a temperatura ambiente.

No Al puro apresenta na temperatura entre 650° C á uma transformação eutética e já na temperatura entre 661,4 °C com transformação peritético, evidenciado na Figura 5.

Figura 4 - Ampliação de uma parte do Al-Nb Fase diagrama que mostra a Al-rico peritética.



Fonte: Elliott, 1968.

As evidências indicam que a composição das ligas no reação é diluída, mas a concordância é bastante fraca. V.M. Glazov, V.N. Vigdorovich and G.A. Korolkov, Zh.Neorg. Khim., Et tal, p 1620-1624 (1959);].

2.5. Refinamento de Grão

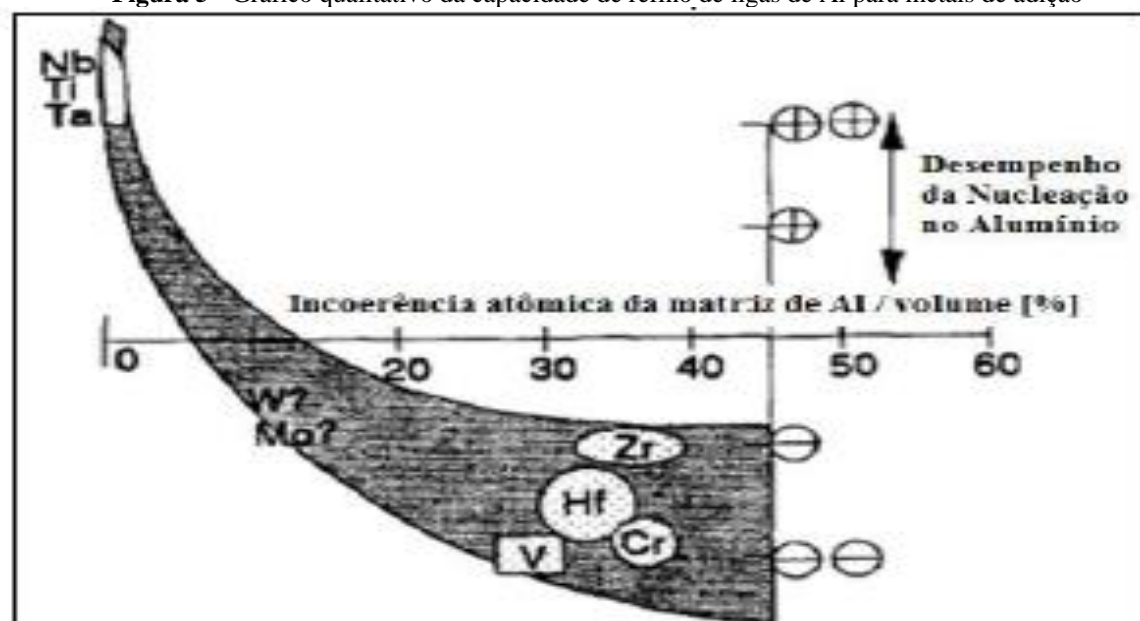
Ligas de alumínio são comumente refinadas com a adição de teores de titânio, conhecido por ser um potente refinador. Isto se dá pela inoculação no material fundido de trialumínio de titânio (TiAl₃), como núcleos heterogêneos. Esta teoria, proposta por Crossley e Mondolfo (1951).

A reação peritética ocorre a aproximadamente 665°C. Na presença de outros elementos de liga, como nas ligas de alumínio fundidas, a solubilidade do titânio no alumínio pode ser significativamente reduzida. Isto acontece particularmente com o boro, o qual promove a reação peritética mesmo com a concentração de Ti bem abaixo do limite de solubilidade de 0,15% (EASTON e STJOHN, 1999) apud (PRAZERES, 2016).

Ainda segundo Easton e St. John (1999) apud. Prazeres (2016), os três principais benefícios do refino de grão de uma liga de alumínio são: redução da tendência de aparecimento de trincas; redução do tempo de tratamento térmico; e melhoria nas propriedades mecânicas do material.

Existe uma relação que demonstra o desempenho de um soluto para provocar a nucleação em ligas de Al. Esta relação é a apresentada na Figura 6.

Figura 5 - Gráfico qualitativo da capacidade de refino de ligas de Al para metais de adição



Fonte: Mohanty e Gruzleski (1995).

Segundo Mohanty e Gruzleski (1995), quando a proporção de solvente/soluto se aproxima de um, a probabilidade de existir ordenação nos cristais aumenta, logo há um maior refino da liga. Em destaque encontram-se os metais Nb, Ti e Ta nas ligas de alumínio.

A principal aplicação da adição de nióbio em ligas de alumínio está relacionada ao refinamento de grão.

Robert (1983) demonstrou que um eficiente efeito de refino de estruturas de alumínio EC (Electrical Conductor) é obtido pela adição de nióbio em teores acima de 0,04%, em porcentagem atômica, sendo este efeito mantido constante de forma independente do aumento posterior deste porcentual. A literatura apresenta relações entre o limite de escoamento de materiais e tamanho de grão (equação de Hall-Petch), em que menores tamanhos de grão oferecem maiores valores de resistência mecânica para um material metálico, considerando composição química inalterada. (Callister e Rethwisch, 2016), Silva (2017) desenvolveu um estudo que correlaciona variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas binárias do sistema Al-Nb.

Na Tabela 1 são mostradas as relações experimentais geradas em um processo de solidificação unidirecional e transiente para as ligas Al-0,8%Nb e Al-1,2%Nb, com porcentagens em massa, respectivamente; e TR e VL são a taxa de resfriamento e a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus, respectivamente.

Tabela 1 - Ligas do sistema Al-Nb e respectivas relações experimentais obtidas.

Ligas Al-Nb	Relações Experimentais
Al-0,8%Nb	$\lambda_1 = 600. TR^{1,85} (\mu\text{m})$ $\lambda_2 = 186,07. V_L^{-3,62} (\mu\text{m})$
Al-1,2%Nb	$\lambda_1 = 133,5. TR^{1,85} (\mu\text{m})$ $\lambda_2 = 55,61. V_L^{-3,62} (\mu\text{m})$

Fonte: Silva (2017)

Os resultados evidenciados na Tabela 1 indicam que maiores valores de variáveis térmicas de solidificação (TR e VL) proporcionam microestruturas menores (λ_1 e λ_2). Além disso, Silva (2017) realizou análise de propriedades mecânicas e notou que menores espaçamentos dendríticos apresentaram maiores valores de módulo elástico e de dureza.

2.6. Liga de Alumínio Série 6000

No que concerne, especificadamente, das ligas da série 6000, tem-se que estas destacam-se por sua amplitude de utilização na engenharia e em pesquisas na literatura. As referidas ligas apresentam características e propriedades fundamentais para usos estruturais e na indústria no geral, como alta resistência, boa soldabilidade, boa trabalhabilidade e excelente resistência à corrosão.

As ligas de fundição do sistema Al-Si foram amplamente utilizadas na fabricação de automóveis devido à sua baixa densidade, boa resistência e excelente desempenho de fundição, resistente ao desgaste e condutividade térmica (LI et al., 2018a). Vários motores de carros estão sendo fabricados quase completamente pelas ligas de fundição do sistema Al-Si para reduzir seu peso (SUKIMAN et al., 2012).

Somente as adições de silício podem diminuir o ponto de fusão do alumínio enquanto aumentam simultaneamente fluidez (razão pela qual a grande maioria dos produtos Al vazados contém várias quantidades de Si) (DAVIS, 1999). Essas ligas estão aumentando em importância em aplicações automotivas para motores e componentes para trem, no entanto, ainda não obtiveram a maioria da participação de mercado.

Al-Mg-Si tratável pelo calor são, predominantemente, materiais estruturais, todos com uma considerável resistência à corrosão e soldabilidade. Até o momento, as ligas da série 6xxx

são usadas principalmente na forma extrudada, embora seja expresso o aumento na quantidades de folhas que estão sendo produzidas (BUCHHEIT; BIRBILIS, 2010).

No que concerne ao magnésio e silício, as adições são feitas em quantidades balanceadas para formar ligas quase binárias de Al-Mg₂Si ou as adições são feitas além do nível necessário para formar Mg₂Si. Tem-se que ligas contendo magnésio e o silício acima de 1,4% desenvolve maior resistência ao envelhecimento. (SUKIMAN et al., 2012).

As ligas Al-Mg-Si, estão entre as ligas mais utilizados devido à sua combinação benéfica de custo e propriedades (REMØE et al., 2017). Tendo em vista que estas ligas são muito estudadas, observam-se diversos estudos com diferentes abordagens quanto às ligas da série 6xxx.

Em estudos como de Park et al. (2015), avaliaram-se os comportamentos mecânicos de ligas de alumínio, a partir da investigação em termos de temperatura, taxa de deformação, tipo de material e formato da fratura.

Em Elsebaie et al. (2014), observa-se a avaliação da resistência ao impacto de ligas fundidas Al – Si – Cu – Mg – Fe, por meio da realização de testes de impacto Charpy em amostras nas condições de fundição e tratamento térmico. Wang et al. (2015) analisaram a influência do processamento termomecânico na microestrutura, evolução da textura e propriedades mecânicas de chapas de liga Al-Mg-Si-Cu.

Outra abordagem de ligas da série 6000 por meio dos testes de dureza Vickers, mediram as propriedades mecânicas e de conformação, os efeitos de diferentes temperamentos na precipitação o endurecimento das ligas de alumínio da série 6000 para chapas de carroceria automotiva foi investigado.

Dutkiewicz & Litynska (2002) analisaram o efeito do aumento da adição de cobre no comportamento de deformação e no envelhecimento subsequente de dois tipos de ligas de Alumínio: 6013, contendo 1,15% de Mg, 1,08% de Si, 0,7% de Mn, 0,3% de Fe e 1,1% de Cu; e 6XXX contendo 1,09% de Mg, 0,9% de Si, 0,1% de Fe e 1,6% de Cu (em% em peso).

Du et al. (2011) apresentaram uma visão geral sobre o equilíbrio de fases e a modelagem termodinâmica em ligas Alumínio multicomponentes, com foco no sistema Al – Cu – Fe – Mg – Mn – Ni – Si – Zn. Tang, Du e Li (2018) apresentaram uma modelagem da evolução da microestrutura durante a fundição, homogeneização e tratamento térmico por envelhecimento de ligas Al-Mg-Si-Cu-Fe-Mn.

Evidenciam-se grandes impulsos na indústria para as ligas Al-Mg-Si de alta resistência com combinações aprimoradas a ductilidade (REMØE et al., 2017). Até agora, muito trabalho foi focado no comportamento dos precipitados e com foco no comportamento geral dos

elementos de liga das ligas Al-Mg-Si (MARUYAMA et al., 1997; GUPTA; LLOYD; COURT, 2001; HIRTH et al., 2001; MARIOARA et al., 2007).

Outras análises e abordagens podem ser evidenciadas na literatura em Cui & Jung (2017), Zhao et al. (2016), Fries et al. (1998), Yan et al. (2002), Chang et al. (2011), Seyedrezai et al. (2009), Myhr, Grong & Schäfer (2015), Xu et al. (2017), Du, Poole & Wells (2012), Du et al. (2017) e Kim et al. (2017).

2.7. Ligas de Alumínio Termo Resistente

Tem-se que para alta condutividade elétrica e alta resistência são necessários propriedades capazes de garantir essas aplicações. Nesse sentido, apesar das limitações atreladas ao uso do alumínio para esses fins, pode-se observar aplicação crescente de Al como um condutor eminente ou como material de dissipação de calor, especialmente para linhas de transmissão aéreas e radiadores (REAY; RAMSHAW; HARVEY, 2013; YOSHIDA; DOI, 2014). Embora as ligas de alumínio possam ser feitas como excelentes condutores, suas aplicações nas indústrias de eletroeletrônicos geralmente são limitadas devido à sua limite resistência a tração relativamente baixa (LIU et al., 2015)

No entanto, o uso de Al puro, embora possuindo a mais alta condutividade elétrica (~ 62% IACS, Internacional Padrão de Cobre Recozido), é limitado devido à sua baixa resistência, adicionando uma pequena quantidade de elementos de liga, isto é, Mg, Si ou Cu, para formar precipitados de reforço tem sido uma maneira comum de aumentar limite de resistividade a tração do Al, embora com o sacrifício considerável de condutividade elétrica (KARABAY, 2006; ZENG et al., 2015).

Resistente ao calor a liga Al foi usada para blocos de motor, cabeçotes e camisas de cilindro. Muito desenvolvimento e muitos estudos ainda estão em andamento com o objetivo de melhorar a estabilidade resistente ao calor, a alta temperatura propriedades mecânicas e de fadiga (MILLER et al., 2000).

No contexto de liga Alumínio resistente ao calor, tem-se que a mais comumente usada inclui A319 e A356 (EL SEBAIE et al., 2008; RAN; ZHOU; WANG, 2008; RINCON et al., 2009).

Diversos estudos relacionados a ligas de alumínio termo resistentes existem, como em Choi et al. (2011), que em seus estudos tentaram investigar o comportamento da deformação à tração a alta temperatura de novas partículas de Al-1% Mg-1,1% Si na liga de alumínio com 0,8% Co-Ni resistente ao calor.

2.8. Propriedades das ligas

Tem-se que para o entendimento das propriedades e características do material, faz-se necessária a avaliação do comportamento estrutural da liga. Para os projetos estruturais usando ligas de alumínio, as propriedades dos materiais de interesse particular são o rendimento estresse, o estresse final e as deformações correspondentes, bem como a Módulo de Young (MURASHKIN et al., 2016b).

Nesse sentido, faz-se necessário o entendimento dos principais ensaios a serem realizados em estudos relacionados a utilização de ligas metálicas. Concomitante a isso, torna-se a necessidade de verificação de estudos realizados pela literatura que fizeram uso de ensaios e procedimentos de verificação e avaliação das propriedades das ligas estudadas.

2.8.1. Avaliação da Condutividade Elétrica

Tão importante quanto às demais propriedades analisadas, faz-se necessária a evidencição da propriedade relacionada às características elétricas dos metais e ligas, haja vista que estas são de grande importância prática, especialmente em aplicações que envolvam aquecimento, medição de temperatura, sinal e potência transmissão, dispositivos de comutação, semicondutores e filmes finos dispositivos etc. (ROSSITER, 1987).

Murashkin et al. (2016b) afirma que a condutividade elétrica se trata de uma propriedade importante. No contexto das ligas de alumínio, tem-se que embora estas possam ser feitas como excelentes condutores, suas aplicações nas indústrias elétrica e eletrônica são muitas vezes limitadas devido à sua resistência relativamente baixa (LIU et al., 2015).

No contexto de literaturas existentes, observa-se a abordagem de Fadayomi et al. (2019b) que realizaram a investigação das ligas Al-Zn-Zr e Al-Zn-Ni para alta condutividade elétrica e aplicação de resistência. Do mesmo modo, destaca-se a pesquisa de Lin et al. (2016) que determinaram a resistência e condutividade elétrica aprimoradas da liga Al – Mg – Si por tratamento termomecânico.

Ainda no mesmo contexto, destaca-se a literatura em Liu et al. (2015), que efetuaram a análise da microestrutura de uma liga de alumínio, que foi examinada em para entender as propriedades obtidas do material. Liu et al. (2015) avaliaram e aprimoraram a condutividade elétrica e a resistência em ligas de Al pela modificação do processo termomecânico convencional. Zhao et al. (2015) otimizaram microestruturas de ligas diluídas de Al-Fe-Si projetadas com condutividade elétrica aprimorada e resistência à tração. A condutividade elétrica barras de teste de propriedades foram usinadas nas amostras do tipo haste com tamanho

de Ø10 mm 150 mm, e foram examinados por um RS.03-Medidor de resistividade elétrica DX200H de acordo com a norma ASTM B193.

2.8.2. Procedimento de Tratamento Térmico

Tem -se que as ligas de alumínio fundidas, em sua maioria, passam por processos de diferentes tipos de tratamento térmico, a exemplo da homogeneização para remover tensões residuais, heterogeneização, tratamento com extinção subsequente, e entre outros processos (GLAZOFF et al., 2019).

No contexto da realização de procedimentos de tratamento térmico, destacam-se diversos estudos na literatura que fizeram uso de procedimentos de tratamentos térmicos para alcançar as propriedades necessitadas e realizar as análises propostas. Liu et al. (2015) realizou o aprimoramento da condutividade elétrica e da resistência em ligas de Al pela modificação do processo termomecânico convencional.

Liu et al. (2017) analisou o efeito do tratamento térmico T6 na microestrutura e nas propriedades mecânicas do bimetal 6101/A356 fabricado por fundição por compressão. Zhe et al. (2011) caracterizaram as alterações químicas de compósitos de aço ligado metalúrgico / Al-Si após tratamento térmico em solução.

Chen et al. (2017) avaliou os efeitos dos processos de fundição e tratamento térmico sobre a condutividade térmica de uma liga de alumínio de Al-10% em peso de Si-0,6% em peso de Cu-0,9% em peso de Fe-0,7% em peso de Zn. Diferentes tratamentos térmicos são aplicados para modificar a microestruturas e propriedades mecânicas de tais componentes (CHEN et al., 2017). Irfan et al. (2012) mostraram que a redução espaçamento secundário do braço e a modificação da morfologia do silício eutético, aumentando a taxa de resfriamento, pode levar à redução porosidade e propriedades mecânicas aprimoradas. Lumley et al. (2007) desenvolveu soluções e tratamentos a baixa temperatura para proteção liga A380 de fundição por formação de bolhas na superfície.

Lin et al. (2016) aumentaram a resistência e a condutividade elétrica da liga Al – Mg – Si por tratamento termomecânico. Zhao et al. (2015) efetuou em uma liga de alumínio o tratamento de homogeneização no forno de tratamento térmico tipo caixa.

Portanto, observa-se a utilização e apresentação de muitos métodos para realização de tratamentos térmicos em ligas de Al-Fe-Si de modo a alcançar as propriedades desejadas (ALLEN et al., 1998; HOU et al., 2009; BELMARES-PERALES; ZALDÍVAR-CADENA, 2010; SHAKIBA; PARSON; CHEN, 2014).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais e os materiais utilizados, como descritos nos fluxogramas, estão descritos nas seções a seguir.

3.1. Preparação das Ligas

As ligas produzidas neste trabalho têm por objetivo a fabricação de fios para utilização em linhas aéreas de transmissão e distribuição de energia elétrica, buscando-se a máxima eficiência nos cabos.

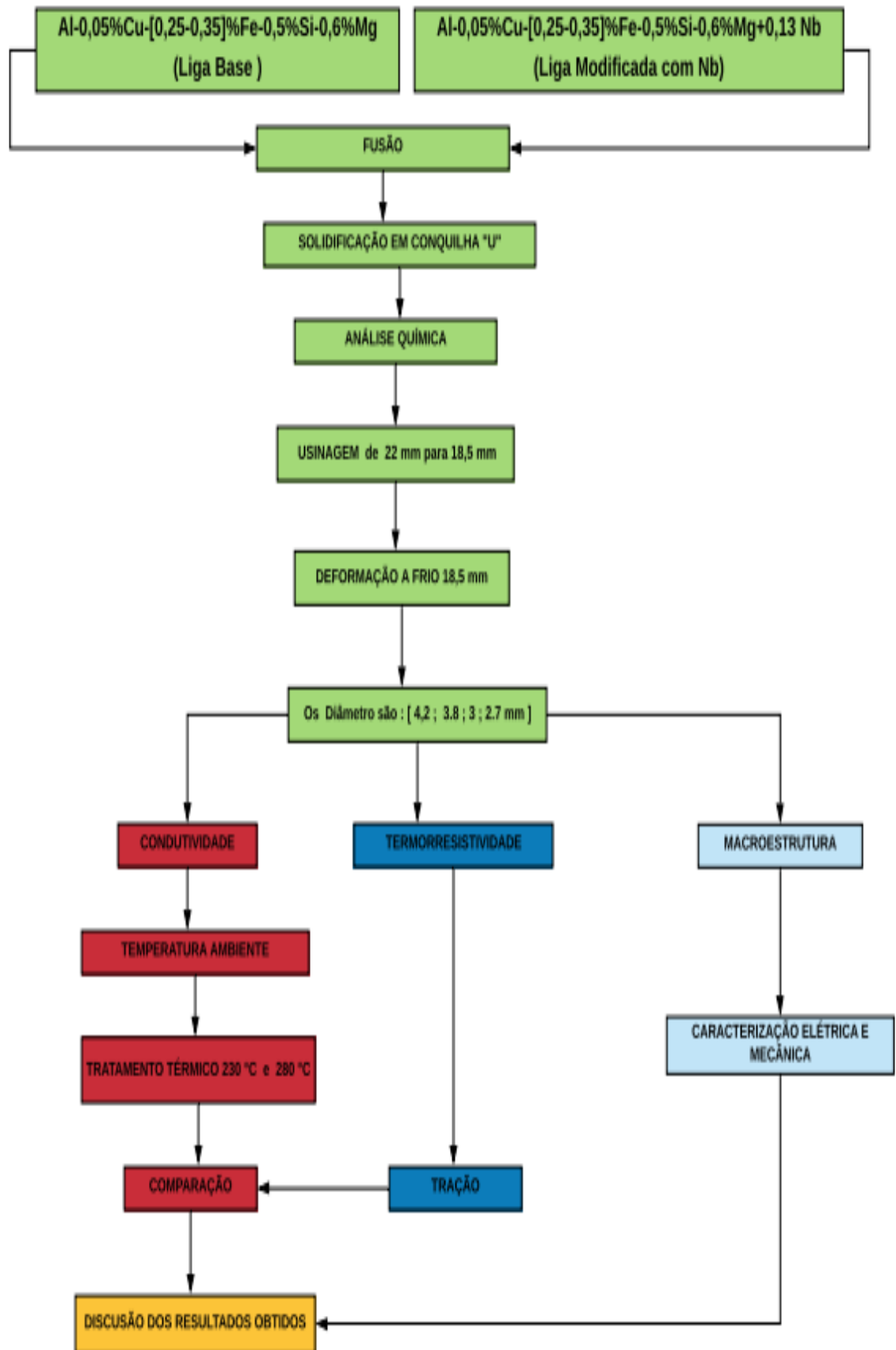
As ligas foram confeccionadas por fundição direta no Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmicos da UFPA a partir do Alumínio Comercialmente Puro ou Alumínio Eletro condutor (Al – EC), foram adicionados 0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com adição de teor de (0,13)% Nb sendo todos percentuais em peso, as quais puderam ser constatadas através da análise de composição química após a obtenção das ligas.

O processo é iniciado com o corte dos lingotes de alumínio e outros elementos para compor a liga. Após a pesagem, as massas dos materiais são introduzidas em cadinho de carvão de silício de 3,5 l de volume, o qual é pintado internamente com solução de caulim para evitar a aderência do metal. Então é submetido a um pré-aquecimento de vinte e cinco minutos a 130 °C para eliminar a umidade.

Após a obtenção da liga base em percentual de peso 0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, foram realizadas a adição de Nióbio sendo 0,13% Nb em um cadinho, há uma temperatura ajustada do forno para 950 °C, um tempo de 2,5 h e após feito agitação com argônio, para remover gases e impurezas. O sistema operacional adotado para a solidificação das ligas foi a coquilha metálica em forma de “U”.

Para melhor entendimento dos procedimentos utilizados o diagrama da Figura 7 mostra a sequência dos processos realizados.

Figura 6 – Diagrama de Procedimentos



Fonte: Autor (2020).

3.2. Preparação do Material

A fusão dos metais foi realizada em um forno tipo da MUFLA, Figura 8, da marca Atel BRASIMET, com temperatura de trabalho ajustada em 950°C, temperatura que garante a fusão do Nb que no diagrama Al-Nb o diagrama mostra o Al-rico peritética, que fundi em temperaturas 670 °C.

Após a constatação da fusão total do metal, o cadinho é retirado do forno e executa-se a homogeneização do metal fundido, através de agitação manual, utilizando-se uma espátula de aço pintada com solução de caulim.

Figura 7 - Forno Elétrico e Agitação do Metal



Fonte: Autor (2020).

Posteriormente à homogeneização, faz-se a injeção de gás inerte (argônio) em uma vazão entre 0,2 e 0,4 l/s, Figura 9, através de um tubo de aço inoxidável ligado a um cilindro de 10m³. A injeção de argônio no metal líquido é realizada por aproximadamente 1 minuto com a intenção de remover gases e impurezas com baixa densidade, formando na superfície do banho uma camada de escória, removida com a espátula de aço pintada antes da retirada da amostra testemunho, a qual é feita em molde de aço que é preparado (lixado, aquecido e pintado com solução de caulim).

Figura 8 - Injeção de argônio e vazamento para retirar a amostra de testemunho



Fonte: Autor (2020).

3.3. Composição Química

Com a amostra testemunho faz-se a análise química para confirmar as composições finais dos elementos ligantes, este procedimento foi realizado através do espectrômetro de óptico, marca Brucker, modelo Q4 Tasman. Os resultados são obtidos a partir da média de no mínimo três leituras das amostras de cada liga. O programa utilizado para efetuar a leitura foi o QMatrix Al – 110 – Lowaluminumalloy apresentando seus valores de porcentagem em peso.

Neste mesmo equipamento, fez-se o a análise química nos corpos de prova para avaliar a distribuição dos elementos solutos ao longo do lingote, nas posições pré-determinadas (7,5; 22,5; 37,5; 52,5)mm, relativas à interface Metal/Molde, como ilustra a figura 10.

Os ensaios deixam desgastes circulares superficiais nas peças como ilustram a Figura 10, referentes à amostra testemunho e ao corpo de prova, respectivamente.

Figura 9 – (A) Espectrômetro de óptico, (B) Amostra testemunho (C) Corpo de prova



A)

B)

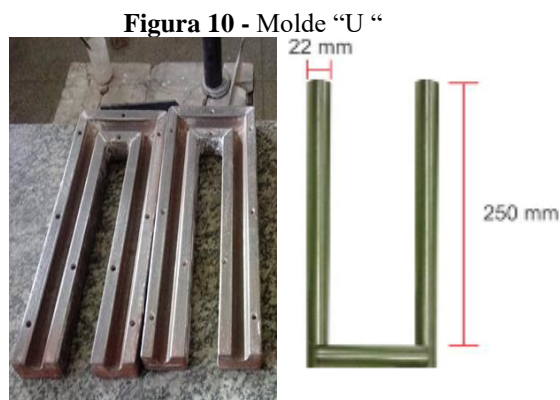
C)

Fonte: GPMAT (2020).

Torna-se necessário conhecer as composições químicas das ligas, pois deve-se controlar os teores dos elementos ligantes, para que se possa avaliar de maneira correta as influencias destes elementos nas propriedades do material. Neste trabalho, o controle nas variações desses teores deve ser maior, por se tratar de ligas diluídas, usadas para fabricação de ligas para cabos de transmissão e Distribuição de energia elétrica. Este ensaio só foi feito para liga Base.

3.4. Solidificação na Coquilha em “U”

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, na caracterização da ductibilidade e trabalhabilidade das ligas, bem como a resistividade e condutividade elétrica, vazamento foi feito em molde “U” (Figura 11).



Fonte: Autor (2020).

O perfil “U” obtido é inicialmente desmembrado em duas partes (pernas), com comprimento de 250 mm, para serem em seguida usinadas do diâmetro de 22 mm para diâmetros 18,5mm e, então, laminadas a frio para os diâmetro desejados [4,2; 3,8; 3,0 e 2,7]mm em um laminador elétrico MENAC de secção circular de diferentes diâmetros, gerando os fios que serão utilizados em todos os ensaios.

3.5. Análise micro e macroestrutural

As macroestruturas das ligas são reveladas em corpos de prova como fundidas, a partir do lixamento e polimento da secção retirada do bloco tarugo 18,5mm. As superfícies polidas das amostras são atacadas por imersão em solução de “Keller” de composição [3mlHCl, 2ml HF, 5ml HNO₃, 190ml H₂O], preparadas segundo técnicas-padrão em metalografia (ASM INTERNATIONAL, 2004).

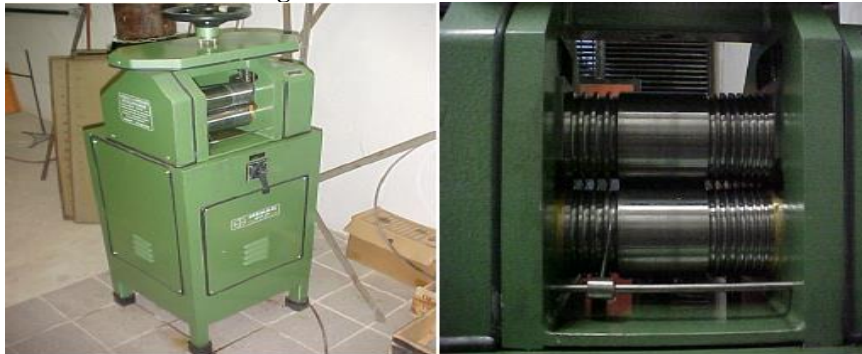
A amostra foi envolvida com resina de epóxi para o lixamento e depois feito o polimento para fazer o ensaio da macro estrutura. No polimento foi utilizada a politriz do laboratório de metalografia da UFPA, conforme evidencia a Figura 12.

Figura 11 - Politriz

Fonte: Autor (2020).

3.6. Procedimento experimental para a caracterização mecânica

Cada cilindro foi laminado a frio para os diâmetros de 4,2 mm, 3,8 mm, 3,0 mm e 2,7 mm respectivamente utilizando dois laminadores elétricos do Fabricante MENAC, Para garantir a qualidade do fio laminado foi realizado o teste de ductilidade segundo o critério específico na NBR 5118, o qual especifica que o fio deve ser capaz de ser enrolado ao redor do seu próprio diâmetro, com ou sem uso de mandril, de modo a formar uma hélice de oito voltas, não devendo apresentar fratura ou evidencia de trinca quando, laminador observado na Figura 13.

Figura 12 - Laminadores Elétricos

Fonte: GPMAT (2020).

Da laminação os corpos de prova do molde em “U” conseguem atingir até 1300 mm de comprimento.

A caracterização dos perfis obtidos, já na forma de fios com os diâmetros desejados e após a etapa de caracterização elétrica, foi realizada através de ensaios de tração segundo as normas para cabos elétricos NBR 6810. Os ensaios de tração, para a geração de dados que permitiram caracterizar os perfis segundo o limite de resistência a tração (LRT), o alongamento

e a tenacidade foram realizados em máquina de tração KRATOS modelo IKCL1-USB (Figura 17), acoplada a microcomputador com sistema de aquisição de dados.

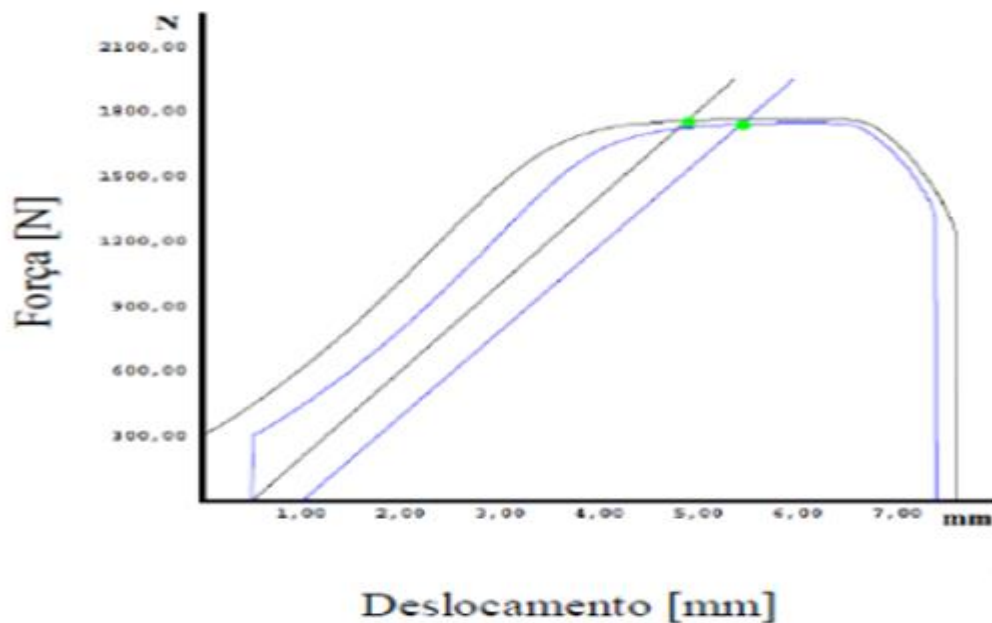
Figura 13 - Máquina de tração KRATOS modelo IKCL1



Fonte: Autor (2020).

A Figura 15 apresenta um exemplo da curva Força (N) x Deslocamento (mm) gerada pelo Software KRATOS no momento de realização do ensaio de tração dos fios (amostras).

Figura 14 - Curva Força (N) x Deslocamento (mm) da liga-base o fio com diâmetro de 3,0 mm



Fonte: Machado (2012).

Os dados de força e deslocamento da máquina de tração são utilizados para construção do diagrama tensão-deformação real. Utiliza-se o método de desvio (offset) para calcular o limite de escoamento real.

Utilizam-se, então, cinco pontos adjacentes ao limite de escoamento para calcular o expoente n , com auxílio do software Origin Pro 8, empregando-se curva de ajuste potencial aos pontos experimentais selecionados.

3.7. Procedimento experimental para a caracterização das propriedades elétricas

Para aferição das propriedades elétricas adotou-se como referência a NBR-6814, que descreve o método de medição de resistividade elétrica do condutor em corrente contínua, para fios e cabos elétricos. Para realização do ensaio utilizou-se uma ponte de kelvin MEGABRÁS modelo MPK-2000, ilustrada na Figura 16.

Figura 15 - Fotos do conjunto componentes da ponte de Kelvin utilizada para medir a resistência elétrica



Fonte: GPMAT (2020).

As normas ASTM B193-19 e ABNT 6814 foram utilizadas como procedimentos de referência padrão para efetuar a medição das propriedades elétricas dos fios de alumínio, respeitando os limites de temperatura não superiores a 30°C e nem inferiores a 10°C, mantendo os padrões térmicos preconizados pela normativa.

Foi utilizado microhmímetro Ponte de Kelvin MEGABRÁS, modelo MPK-2000, para medir a resistividade em condições de corrente contínua. O valor medido é corrigido pela Equação (1):

$$R_T = \frac{R_t}{1 + \alpha_T(t - T)} \quad (1)$$

Onde:

R_T = Resistência na temperatura de referência

R_t = Resistência medida na temperatura

α_T = Coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20°C, especificado pela norma.

t = temperatura que a medição foi realizada.

T = temperatura de referência

Com o valor obtido aplica-se a Equação (2) para se obter a resistividade volumétrica do material, esta por sua vez será convertida para condutividade IACS (International annealed Cooper Standard) por meio da Equação (3), que utiliza como referência a condutividade do fio de cobre de 1 metro de comprimento e seção transversal com área de 1mm² a 20°C.

$$\rho_v = \frac{A}{L} \cdot R \quad (2)$$

Onde:

ρ_v = resistividade volumétrica do corpo de prova a 20°C em $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$

A = Área da seção transversal em mm^2

L = Comprimento do condutor em m

R = Resistividade medida em Ω

$$\varphi = \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{vcp}} \quad (3)$$

Onde:

φ = Condutividade do fio em IACS

ρ_{Cu} = Resistividade elétrica volumétrica do cobre em $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$

ρ_{vcp} = Resistividade elétrica volumétrica do corpo de prova em $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Conforme método definido no tópico 3, materiais e métodos, inicialmente será feita uma análise comparativa apenas das ligas produzidas neste trabalho, o que resultará na comparação com a modificação com adição de 0,13% Nb.

Pretende-se que a liga base e que será modificada se enquadre nos valores da Liga da Série 6000; mais especificamente a liga 6101; apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 - Referência serie 6xxx (liga 6101)

Número da Liga	Elemento de Liga em % de Peso							
6101	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
	0,3-0,7	< 0,5	< 0,1	< 0,03	0,35-0,8	< 0,1	< 0,03	Balanço
Elementos de liga com concentração menor que três casas decimais: Mn; Cr; Ni; Zn; Ti; B; PB; Sn; V								

Fonte: ASM Speciality Handbook (1993).

4.1. Composição Química das Ligas

Inicialmente, foram obtidas a liga base e realizadas as avaliações das suas composições química. As amostras-testemunho fabricadas para este propósito foram analisadas por espectrometria óptica de massa e os resultados estão apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Liga Base

Número da Liga	Elemento de Liga em % de Peso							
LIGA BASE	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
	0,411	0,268	0,041	0,03	0,531	0,085	0,02	98,67
Elementos de liga com concentração menor que três casas decimais: Mn; Cr; Ni; Zn; Ti; B; PB; Sn; V								

Fonte: Autor (2020).

A liga de referência da série 6xxx e a liga modificada com 0,13%Nb, confirmam que as ligas estão dentro dos valores desejados conforme liga de referência, da série 6xxx, especificamente da liga 6101.

Na Tabela 3, feito o cálculo estequiométrico, fundido e caracterizada quimicamente por espectroscopia, chega-se à liga base, que confirma a liga de referência estudada, apresentado na Tabela 3, está dentro do intervalo desejado da liga 6101.

Com a liga base 6101 apresentada, adicionou-se 0,13 Nb, desta forma obteve-se a liga modificada, mostrada na Tabela 4.

Tabela 4 - Liga base com adição de 0,13 % de Nióbio

LIGA BASE + 0,13 % Nb	Elemento de Liga em % de Peso								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Nb	Al
0,305	0,253	0,033	0,021	0,404	0,06	0,018	0,13	98,78	
Elementos de liga com concentração menor que três casas decimais: Mn; Cr; Ni; Ti; B; PB; Sn; V									

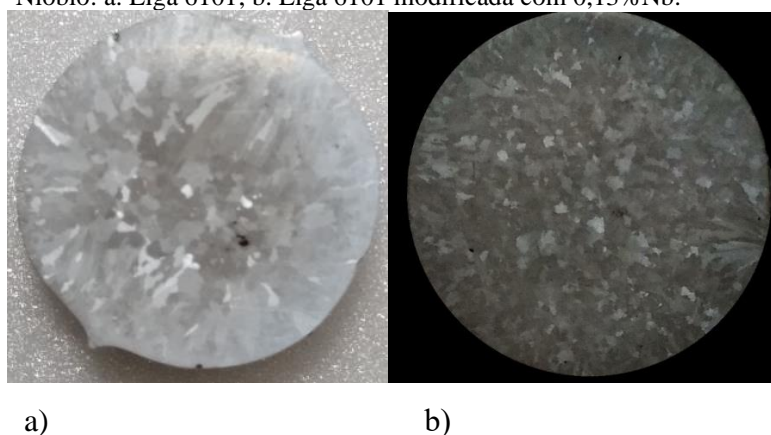
Fonte: Autor (2020).

Tabela 4 apresenta valores da liga base modificada com 0,13% Nb, estes valores nas tabelas certificou-se que os dados estão nos intervalos da liga 6101, desta forma os resultados estão dentro do esperado e dando continuidade neste trabalho.

4.1.1. Macro Estrutura das Ligas

O refinamento de grão é uma técnica importante para a melhoria dos produtos fabricados a partir do alumínio. Estruturas equiaxiais tornam as propriedades mecânicas do material uniforme, melhorando a usinabilidade e os aspectos superficiais. A análise metalográfica permitiu avaliar o efeito da adição do nióbio na modificação estrutural da liga, como mostra a Figura 17.

Figura 16 - Macro das ligas Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com adição de teor de (0,13)% de Nióbio: a. Liga 6101; b. Liga 6101 modificada com 0,13%Nb.



Fonte: Autor (2020).

Observa-se que a Figura 17 a), mostra a macrografia da liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, é possível notar grãos colunares na periferia e, no centro, grãos equiaxiais. Já na Figura 17 b), quando adicionou-se % Nb os grãos colunares diminuem de tamanho e a estrutura equiaxial se faz menos presente, grãos mais finos, ou seja, onde se localizavam grãos mais alongados e espessos agora dão forma a grãos de tamanho menor, embora com leves traços colunares, mas de largura menor.

Os Ensaio tanto de Caracterização Elétrica e Mecânica das duas ligas: base e modificada com Nb % foram feitas separadamente e depois comparados seus resultados.

4.2. Caracterização Elétrica ligas base

Para análise elétrica, foi realizada o ensaio de resistividade, posteriormente convertido para condutividade em %IACS, que é a comparação com a condutividade do cobre puro. Os resultados obtidos da liga base apresenta-se na Tabela 5 e plotado no gráfico da Figura 18.

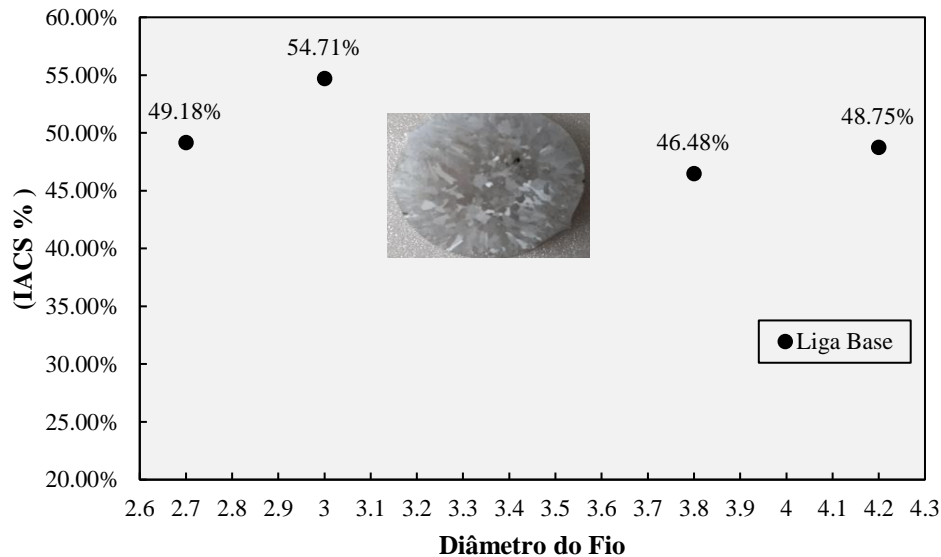
Tabela 5 - Condutividade Elétrica (% IACS) ligas base

	Diâmetro do Corpo de Prova (mm)			
Liga	2,7	3	3,8	4,2
Base	49,18%	54,71%	46,48%	48,75%

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 5 mostra que o diâmetro 3mm obteve-se a maior condutividade elétrica da liga base e representado melhor no gráfico da Figura 18.

Figura 17 - Condutividade Elétrica Liga Base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg



Fonte: Autor (2020).

O maior valor para a condutividade elétrica, de 54,71% IACS, a liga estudada apresentou um valor de condutividade superior a condutividade padrão dessa liga, que é de 52,50% IACS, segundo a norma NBR 6814.

Posteriormente a liga base foi submetida ao teste de termo resistividade nas temperaturas 230°C/1h e 280°C/1h para comparar o IACS %, conforme as normas da COPEL e ASTM, respectivamente, mostrado na Tabela 6 e Figura 19.

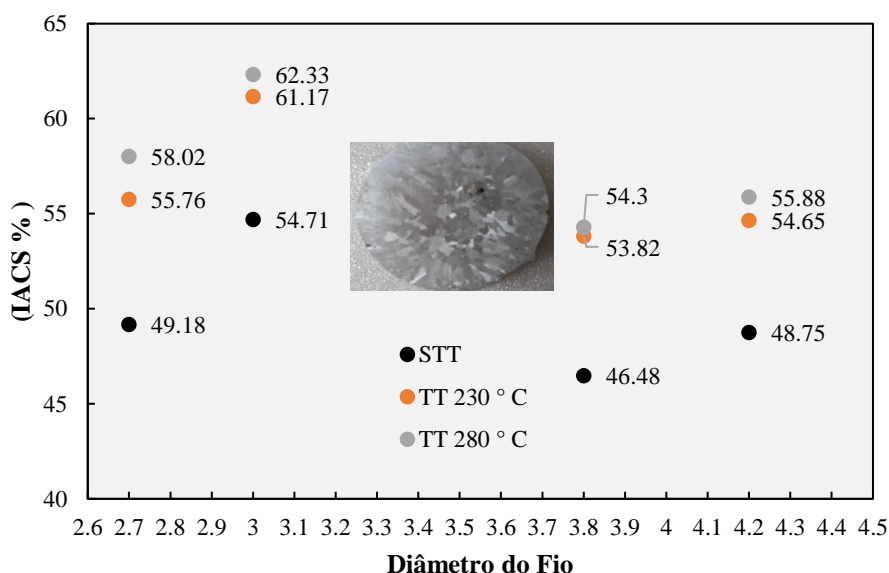
Tabela 6 - Condutividade Elétrica (% IACS) liga base sem tratamento térmico (STT) e com tratamento térmico (TT) 230 °C/ 1h e 280 °C/1h

Diâmetro (mm) / IACS %	STT	TT 230°C/1h	TT 280°C/1h
2,7	49,18	55,76	58,02
3	54,71	61,17	62,33
3,8	46,48	53,82	54,3
4,2	48,75	54,65	55,88

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 6 mostra que o diâmetro de 3mm apresenta a maior condutividade elétrica da liga base STT e TT, representado no gráfico da Figura 19.

Figura 18 - Condutividade Elétrica Liga Base STT e com TT 230 °C/1h e 280 °C/1h, Liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg



Fonte: Autor (2020).

Verifica-se que quanto mais elevada a temperatura de TT, tem-se um maior ganho de condutividade elétrica, o qual pode estar associado com maior índice de rearranjo dos grãos mas sem eliminar o grau de rigidez que elemento está submetido.

4.2.2 Análise da ductilidade liga base

A ductilidade é uma propriedade para cabos de transmissão de energia elétrica visto que define características como a “flecha” da linha de transmissão e é um dos principais indicativos das propriedades mecânicas de uma liga.

A seguir serão mostrados os resultados obtido a partir da análise percentual do alongamento, mostrado numericamente na Tabela 7 e representado graficamente na Figura 20, para a ligas base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg.

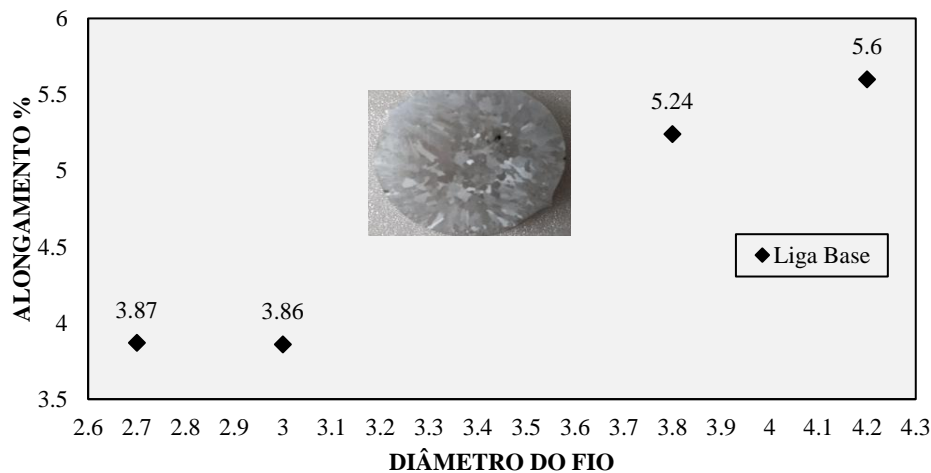
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de ductilidade para a liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg nos diâmetros de 2,7; 3,0; 3,8; e 4,2mm. ligas base

Alongamento %				
Liga	2,7mm	3mm	3,8mm	4,2mm
Base Al	3,87%	3,86%	5,24%	5,60%

Fonte: Autor (2020).

Os resultados obtidos para a liga base apresentam maior valor para o alongamento está relacionado ao diâmetro 4,2mm e encontram-se plotados na Figura 20.

Figura 19 - Alongamento Liga Base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base



Fonte: Autor (2020).

No gráfico é possível constatar que a capacidade de alongamento aumenta nos diâmetros 3,8mm e 4,2mm. Característica está não apenas atribuída ao teor de soluto, mas também resultado do endurecimento provocado pelo processo de conformação laminação a qual a liga foi submetida, segundo Zhang et al (2017), podem formar novas microestruturas com grãos alongados ou recristalizados, que podem alcançar resistência e condutividade no material final. Durante a deformação plástica, ocorre o endurecimento por trabalho à medida que a densidade de deslocamento aumenta por meio da interação com átomos de soluto ou precipitados não cisalháveis. Fenômeno que é prejudicial ao condutividade elétrica por causa dos elétrons condutores espalhados (Tian, Anderson, Riedemann, Russell, 2014).

4.2.3 Caracterização Mecânica liga base

A caracterização mecânica da liga realizada neste trabalho leva em conta os resultados obtidos no ensaio de tração, mais especificamente o LRT. Estes valores estão expressos numericamente na Tabela 8 e graficamente na Figura 21.

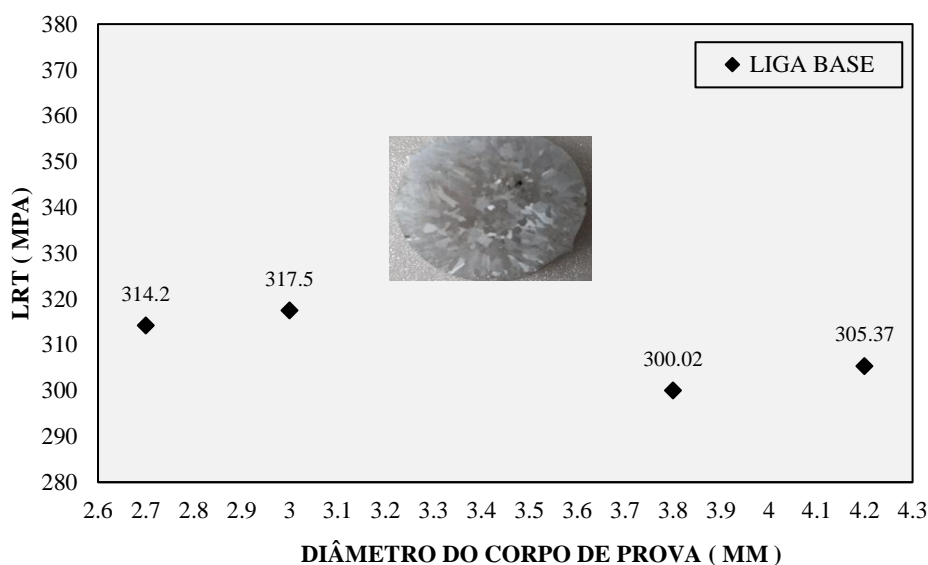
Tabela 8 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para as ligas as Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base.

ENSAIO DE TRAÇÃO LRT				
LIGA	2,7mm	3mm	3,8mm	4,2mm
BASE	314,2Mpa	317,5Mpa	300,02 Mpa	305,37Mpa

Fonte: Autor (2020).

O resultado da Tabela 8 apresenta os melhores valores números de LRT nos dois primeiros diâmetros da liga base, plotado na Figura 21.

Figura 20 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga a Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg ligas base.



Fonte: Autor (2020).

A Figura 21 apresenta maior LRT para o diâmetro de 3,0 mm e menor LRT para o diâmetro de 3,8mm.

Segundo Santos [12], ao se deformar plasticamente uma liga de alumínio se provoca o fenômeno de encruamento que, em consequência, geram discordâncias altamente emaranhadas no material. Fisicamente este elevado emaranhado deveria atuar prejudicando a transmissão de energia elétricas por servirem como barreiras para o livre caminhar dos elétrons, assim como elevar o LRT.

4.3. Caracterização Termorresistente da liga: Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com referência a norma COPEL ligas base.

Para aplicação industrial da liga é necessário fazer a análise de longo prazo da aplicação do material, utilizadas como referência a norma nacional COPEL, submetida a temperatura de 230°C/1h, conforme o protocolo.

4.3.1. Caracterização Termorresistente

Considerando que a norma estabelece o limite de 10% para perda de LRT após uma hora de ensaio, foi construída a Tabela 9 e mostrado na Figura 22, a qual além dos valores de resistência à tração obtidos, tem a referência para “90% STT” do LRT da peça antes do ensaio: valor ao qual as ligas devem ser superiores para serem consideradas termo resistentes na respectiva norma.

Foi feito o ensaio de termo resistência apenas nos diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm, da liga base, pois apresentou-se os melhores desempenho durante os ensaios de condutividade e LRT.

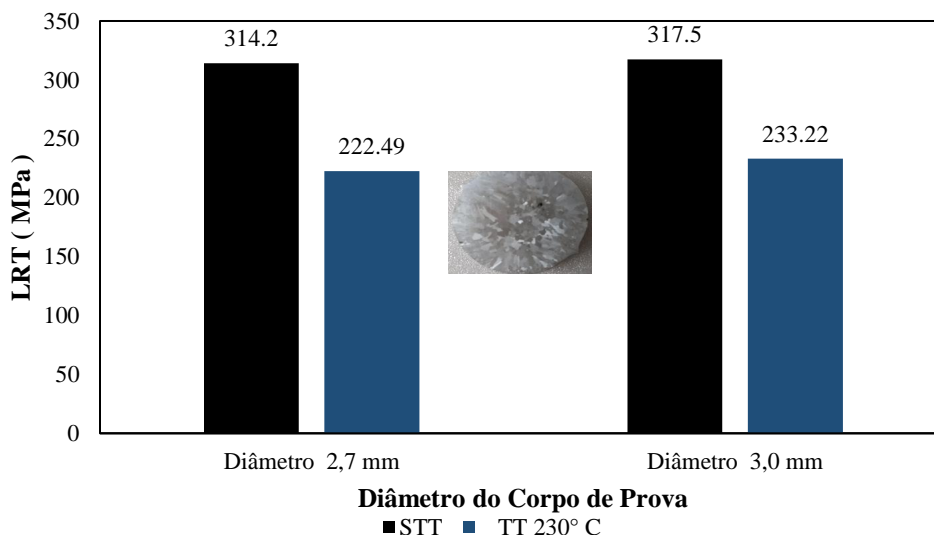
Tabela 9 - Valores de LRT para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para o diâmetro de 2,7 mm e 3,0mm ligas base.

DIÂMETROS DOS CORPOS DE PROVA DE 2,7mm e 3,0 mm			
LIGA BASE	STT	TT 230° C	PERDA (%)
Diâmetro 2,7 mm	314,2MPa	222,49MPa	29,18%
Diâmetro 3,0 mm	317,5MPa	233,22MPa	26,54%

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 9 apresenta uma perda acima de 29 % de LRT após o tratamento térmico no diâmetro de 2,7mm e acima de 26 % para diâmetro de 3,0 mm da liga base, plotado na Figura 25.

Figura 21 - Valores de LRT para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.



Fonte: Autor (2020).

No gráfico da Figura 22 o diâmetro de 2,7mm e 3,0 mm teve uma perda muito acima de 10 %, desta forma para estes diâmetros a liga base não se enquadra como termorressitiva, segundo procedimentos da norma COPEL.

Quando se avalia a amostra sofreu a recuperação estática a 230°C/1h observa-se perdas consideráveis no LRT com fortíssima presença de coalescimento. A ocorrência da forte dispersão das partículas de segunda fase, em consequência apresentam menor LRT.

4.4. Resultados dos ensaios da Liga Modificada; Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + (0,13 Nb).

Caracterização Elétrica da liga modificada

Foi feito este ensaio em todos os diâmetros da liga com presença/ de % Nb. Os valores estão apresentados na Tabela 10 e plotado na Figura 23.

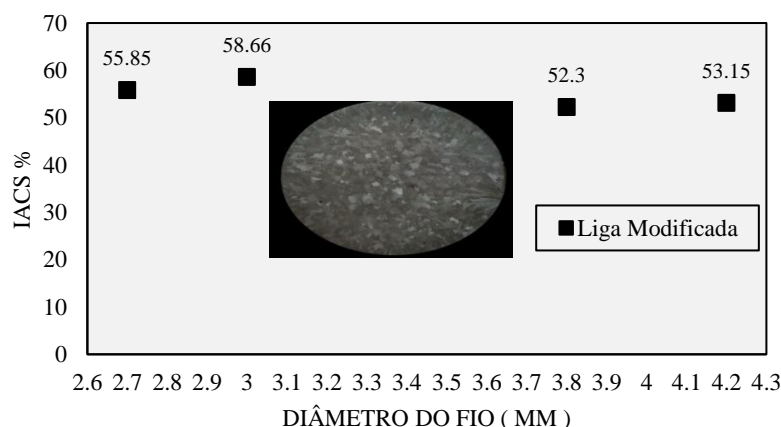
Tabela 10 - Condutividade Elétrica (% IACS)

		Diâmetro do Corpo de Prova (mm)			
Liga		2,7	3	3,8	4,2
Base + 0,13 % Nb		55,85 %	58,66 %	52,3 %	53,15 %

Fonte: Autor

A Tabela 10 mostra que o diâmetro 3mm obteve-se a maior condutividade elétrica da liga modificada e representado no gráfico da Figura 23.

Figura 22 - Condutividade Elétrica Liga Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13% Nb.



Fonte: Autor (2020).

Posteriormente a liga base modificada com Nb foi submetida ao teste de termo resistividade nas temperaturas 230°C/1h e 280°C/1h para comparar o IACS %, conforme as normas da COPEL e ASTM, respectivamente, mostrado na Tabela 11 e Figura 24.

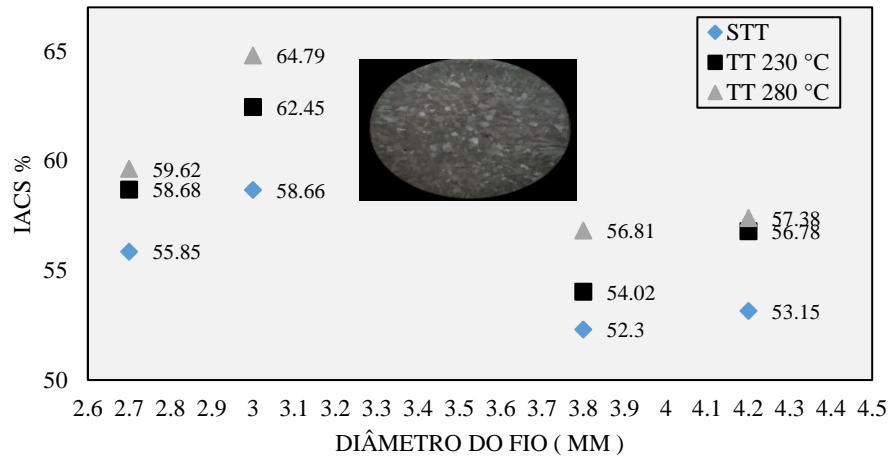
Tabela 11 - Condutividade Elétrica (% IACS) liga modificada STT e com TT 230 °C/1h e 280 °C/1h

Diâmetro (mm) / IACS %	STT	TT 230 ° C	TT 280 ° C
2,7	55,85	58,68	59,62
3	58,66	62,45	64,79
3,8	52,3	54,02	56,81
4,2	53,15	56,78	57,38

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 11 mostra que o diâmetro 3mm obteve-se a maior condutividade elétrica da liga modificada STT e TT, representado melhor no gráfico da Figura 24.

Figura 23 - Condutividade Elétrica Liga Modificada STT e com TT 230 ° C/1h e 280 ° C/1h, Liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb.



Fonte: Autor (2020).

Nota-se que a liga modificada com Nb submetida aos tratamentos térmicos apresenta melhores desempenhos elétricos significativos, tendência provavelmente relacionada a presença do Nb associado ao rearranjo.

Análise de Ductilidade:

A seguir serão mostrados os resultados obtido a partir da análise do alongamento, mostrado numericamente na Tabela 12 e representado graficamente na Figura 25, para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13% Nb.

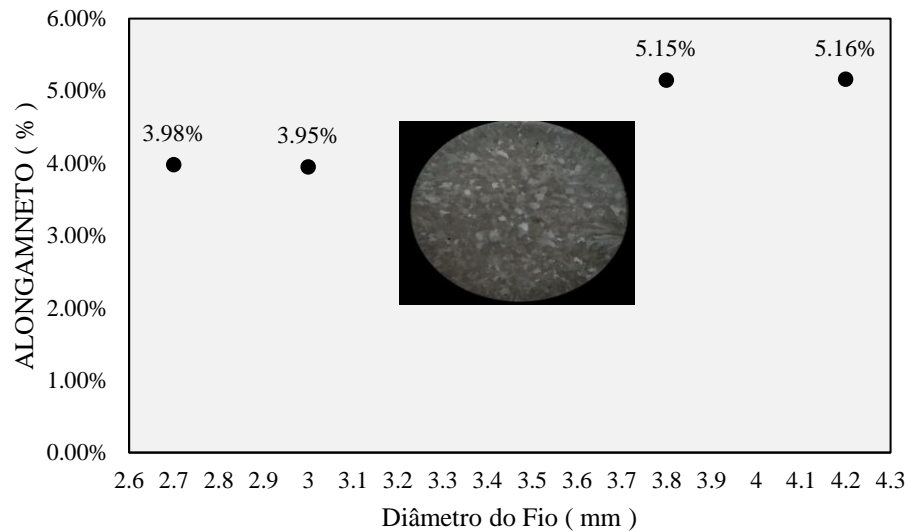
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de ductilidade para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % de Nb, diâmetros de 2,7; 3,0; 3,8; e 4,2mm

Diâmetro do corpo prova (mm)				
Liga	2,7	3	3,8	4,2
Liga Modificada com 0,13 % Nb	3,98%	3,95%	5,15%	5,16%

Fonte: Autor (2020).

No gráfico da Figura 25 percebe-se variação muito pequena entre os diâmetros 2,7 mm e 3,0 mm, já nos diâmetros 3,8mm e 4,2mm houve variação maior do alongamento comparados com os dois primeiros diâmetros da liga modificada.

Figura 24 - Liga Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb.



Fonte: Autor (2020).

É possível observar a particularidade para o comportamento do fio com diâmetro de 3,00 mm o menor valor para o alongamento, este comportamento se reflete nos valores dos alongamentos das amostras, grãos refinadas e pequena perda nos valores para o alongamento.

Caracterização mecânica da liga modificada com teor de 0,13 % de Nb

Foi feita a caracterização mecânica da liga modificada com teor de 0,13 % de Nb, mais especificamente o LRT. Estes valores estão expressos graficamente na Figura 26 e numericamente na Tabela 13.

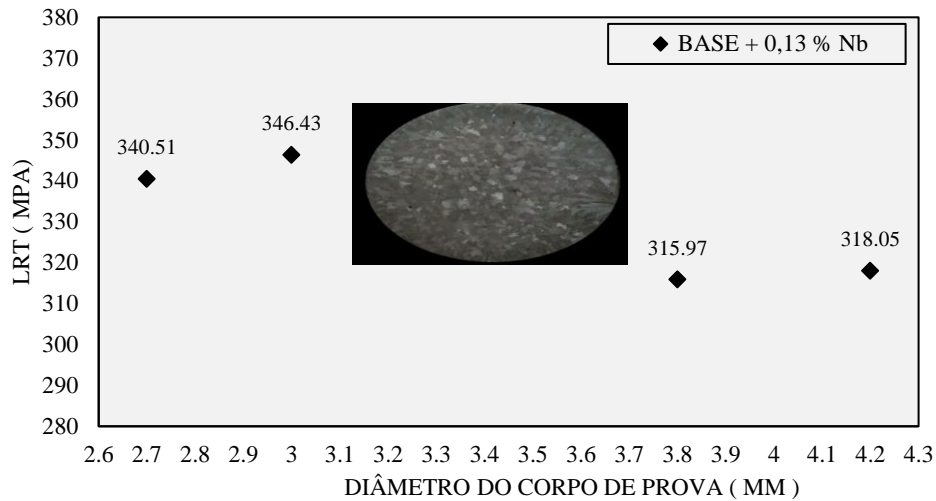
Tabela 13 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb.

ENSAIO DE TRAÇÃO LRT				
LIGA	2,7mm	3mm	3,8mm	4,2mm
BASE + 0,13 % Nb	340,51MPa	346,43MPa	315,97MPa	318,05MPa

Fonte: autor

O resultado da Tabela 13 apresenta os melhores valores numéricos de LRT nos dois primeiros diâmetros da liga modificada, plotado na Figura 26.

Figura 25 - Resultados do limite de resistência à tração (MPa) para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb.



Fonte: Autor (2020).

A Figura 26 apresenta maior LRT para o diâmetro 3,0 mm, Pode-se observar ainda, neste conjunto de dados, a razoável concordância entre a evolução dos valores para o LRT, tem-se que ressaltar que ligas de alumínio apresentam alta energia de falha de empilhamento o que facilita a associação do elevado poder de encruar ao do fenômeno da recuperação dinâmica, mantendo o LRT elevado.

4.5. Caracterização Termorresistente da liga: Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13% Nb com referência a norma COPEL.

Foi construída a Tabela 14 e mostrado na Figuras 27, a qual além dos valores de resistência à tração obtidos, tem a referência para “90% STT” do LRT da peça antes do ensaio: valor ao qual as ligas devem ser superiores para serem consideradas termorresistentes.

Foi feito o ensaio de termorresistencia apenas nos diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm, da liga modificada com % Nb, pois apresentaram melhor desempenho durante os ensaios de condutividade e LRT.

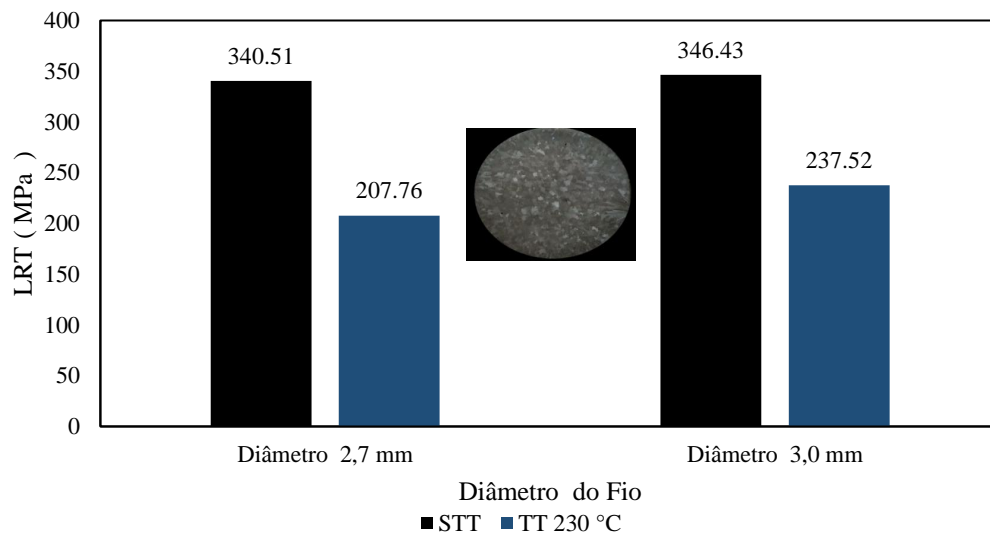
Tabela 14 - Valores de LRT para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.

DIÂMETROS DOS CORPOS DE PROVA DE 2,7mm e 3,0 mm			
LIGA MODIFICADA COM Nb	STT	TT 230 °C	PERDA(%)
Diâmetro 2,7 mm	340,51MPa	207,76MPa	38,98%
Diâmetro 3,0 mm	346,43MPa	237,52MPa	31,43%

Fonte: Autor

A Tabela 14 apresenta perda acima de 38 % de LRT após o tratamento térmico no diâmetro de 2,7mm e superior 31 % para diâmetro de 3,0 mm da liga modificada % com Nb, plotado na Figura 27.

Figura 26 - Valores de LRT para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.



Fonte: Autor (2020).

No gráfico da Figura 27 o diâmetro de 2,7mm e 3,0 mm tiveram perda muito acima de 10 %, desta forma para estes diâmetros a liga modifica com teor de Nb não se apresenta como liga termorressitiva, segundo procedimentos da norma COPEL.

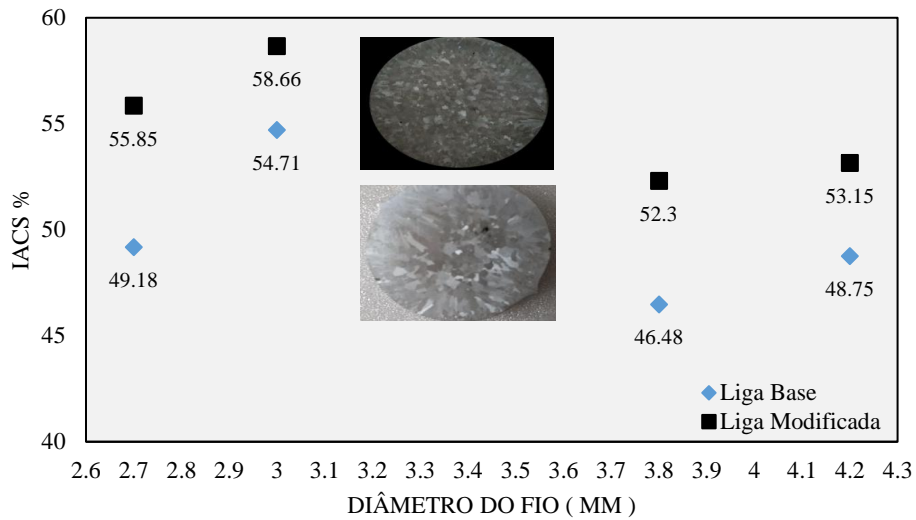
As amostras sofreram recuperação estática a 230°C/1h observa-se perdas consideráveis no LRT. A ocorrência da forte dispersão das partículas de segunda fase pode ter contribuído para a formação fortemente coalescidas que, em consequência, apresentam menor LRT.

4.6. Comparações dos Resultados das Ligas; Base e Liga Modificada com % de Nb

4.6.1. Condutividade Elétrica

A Figura 28 mostra graficamente que os resultados obtidos para os valores da condutividade elétrica para a liga com a adição de 0,13% Nb são maiores para todos os diâmetros e em particular para o diâmetro de 3mm.

Figura 27 - Comparações entre Condutividade Elétrica das Ligas Base e Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb).



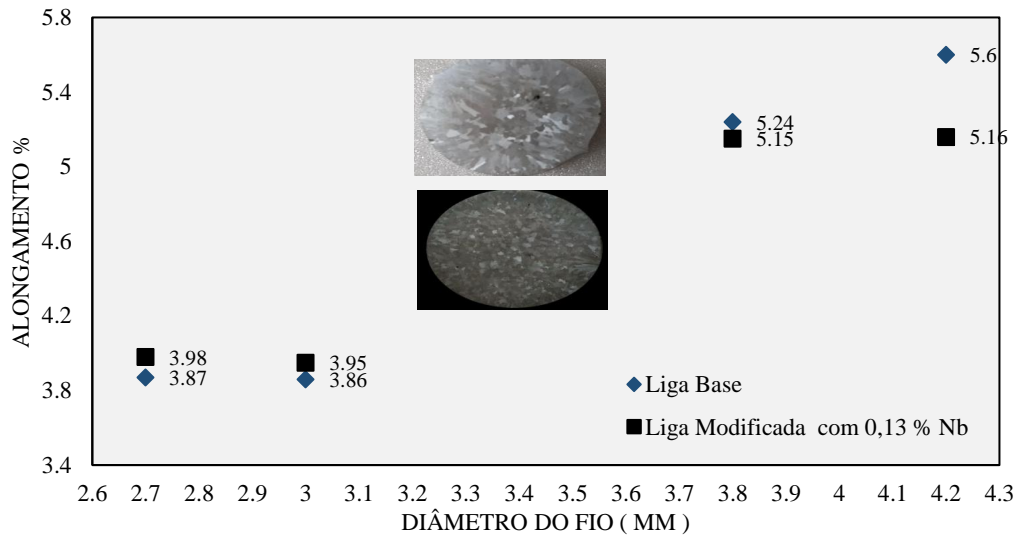
Fonte: Autor (2020).

Observa-se que no gráfico da Figura 28, maior valor foi para o diâmetro de 3,0mm, condutividade muito boa em IACS %, de forma geral a presença de Nb melhorou a condutividade, isto se deve ao refino de grão da estrutura cristalina, maior facilidade ao encruamento e boa transferência de elétrons na estrutura.

4.6.2. Alongamento

A Figura 29, apresenta resultados que mostram que as duas ligas tiveram comportamento muito semelhante, mantendo as características de deformabilidade da liga base apesar de modificar nitidamente a macroestrutura.

Figura 28 - Alongamento das Ligas Base e Modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + (0,13% Nb)



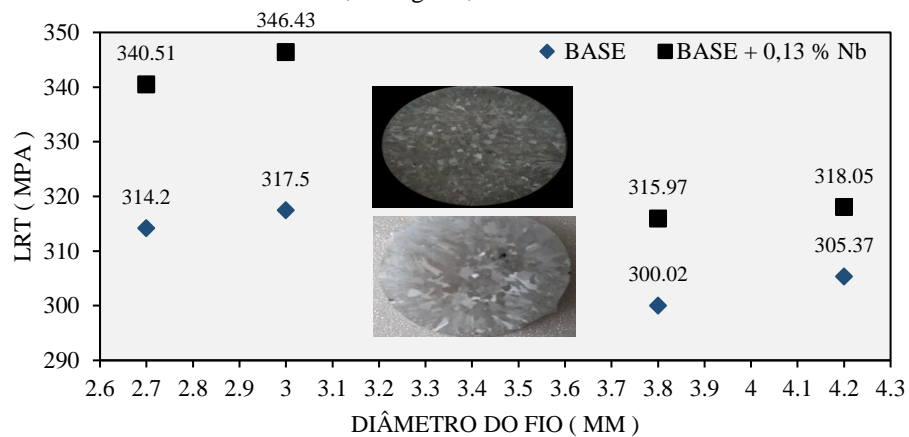
Fonte: Autor (2020).

Nota-se no gráfico da Figura 29, a comparação com as amostras é possível que a ocorrência da relativa dispersão das partículas de segunda fase contribua para a formação de coalescência e, por isso, pequenas variações nos valores para o alongamento.

4.6.3. Caracterização Mecânica Comparação Liga base e Modificada

A Figura 30 faz uma comparação do LRT da liga base com a modificada percebe-se que em todos diâmetros da liga com adição de 0,13% Nb são maiores o valor de LRT.

Figura 29 - Gráfico de comparação LRT da liga base e modificada; Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 de Nb.



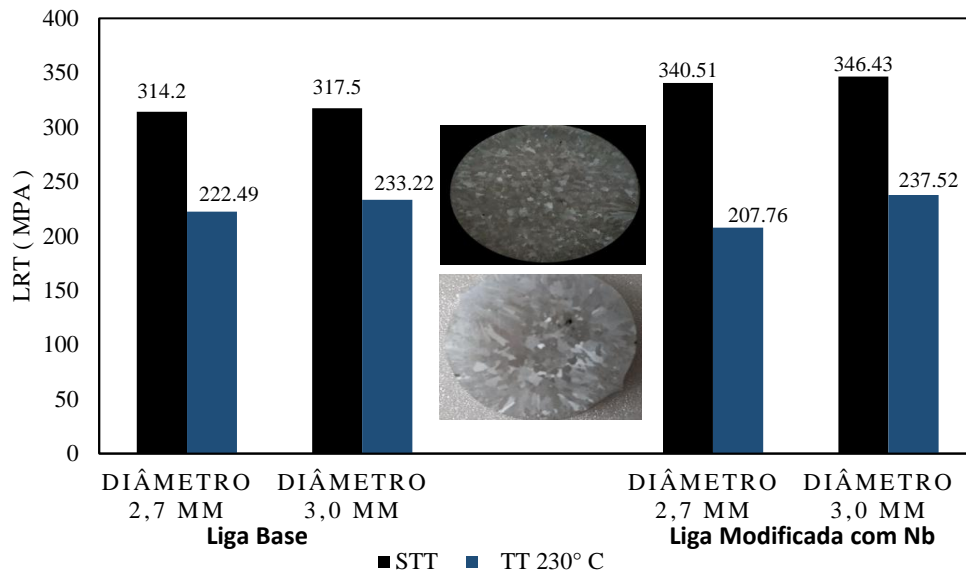
Fonte: Autor (2020).

No gráfico da Figura 30 apresenta maior LRT tanto para liga base e modificada com % de Nb, destaca-se o diâmetro de 3,00mm com o maior desempenho mecânico (LRT) esse comportamento, pode estar associado ao maior acúmulo de trabalho a frio que causa um aquecimento interno do material provocando uma recuperação dinâmica, onde se matem a dureza e a redução de área, diminuindo a resistividade elétrica do fio.

4.6.4. Comparação de termo resistência nos diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm

Foi feito a comparação de termo resistência nos diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm, da liga base e liga modificada com % 0,13 Nb, apresentado na Figura 31.

Figura 30 - Valores de Termorresistividade para as ligas base e modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 % Nb, antes e após tratamentos térmicos para os ensaios da norma COPEL para os



Fonte: Autor (2020).

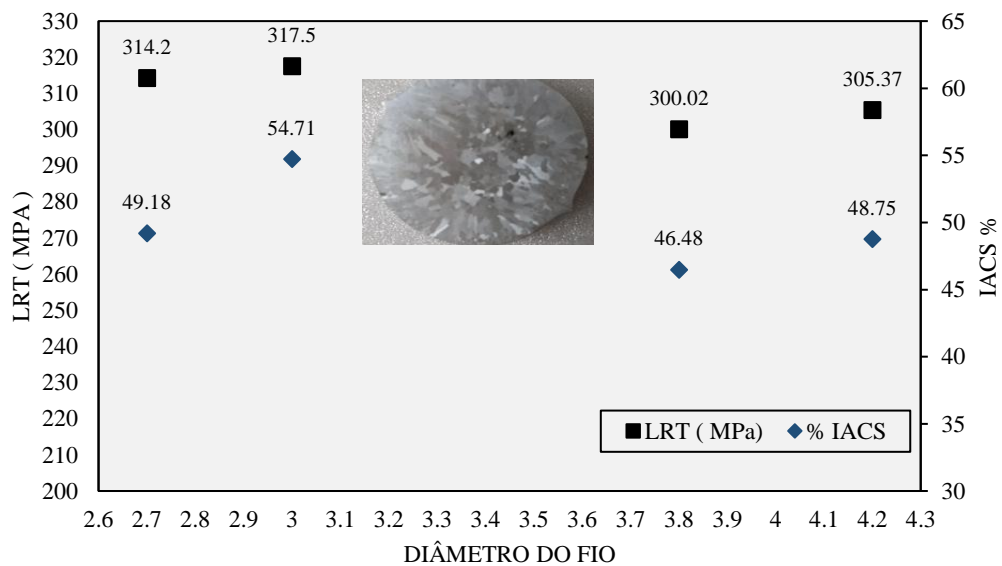
A comparação do ensaio nota-se quando se avalia a amostra que sofreu a recuperação estática a 230°C/1h observa-se perdas consideráveis no LRT, percebe-se nas amostras, após o tratamento térmico. O arranjo microestrutural sofre maiores alterações, devido à movimentação de discordâncias em um meio com baixa incoerência atômica que pode, naturalmente, levar ao aniquilamento das mesmas. Desta forma os resultados podem estar refletindo tanto a etapa da recuperação estática, como a etapa de recristalização. Em especial para liga modificada tivemos o refino de grão em sua estrutura cristalina faz com que adição de nióbio facilite seu encruamento, temperaturas elevadas aumentando agitação das moléculas de suas estruturas e desta forma tendo muita perda de LRT, classificamos como ligas não termorressitente, segundo protocolo Copel.

4.6.5. Análise do comportamento da liga e seleção do melhor diâmetro

Com o comportamento mecânico obtido, a próxima etapa é investigar a fenomenologia que levou ao comportamento elétrico e mecânico da liga base e modificada ter aumentado seus valores, em seguida, realizar a seleção do melhor diâmetro.

A fim de facilitar a análise o gráfico mostrado na Figura 32 foi construído, nele estão representados os resultados de condutividade elétrica e limite de resistência a tração feito para quatro diâmetros de corpos de prova. Depois analisado a macroestrutura das duas ligas.

Figura 31 - Gráficos de Condutividade Elétrica (azul) e LRT (preto) para a liga base Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg.



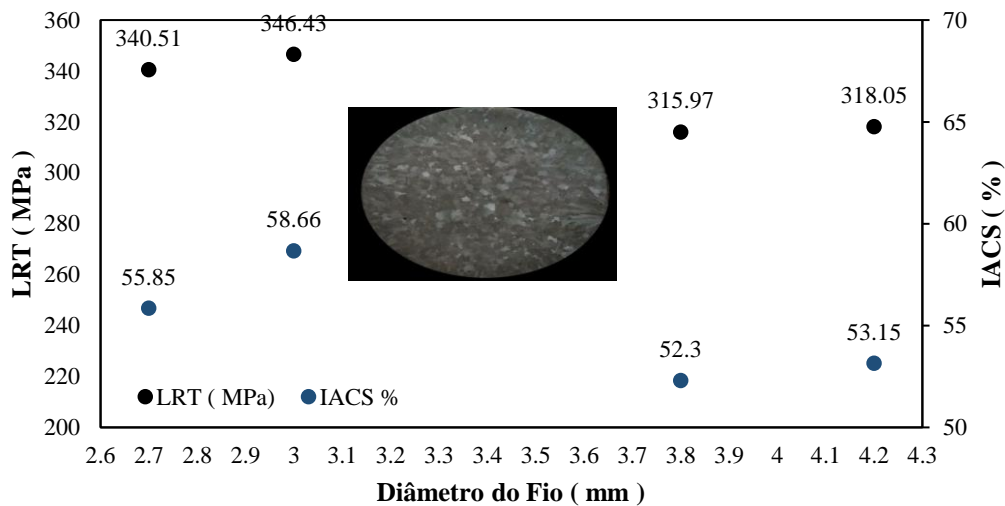
Fonte: Autor (2020).

A avaliação do ponto de vista da propriedade quando se tem boa performance mecânica associada com a elétrica, nesta última os resultados sugerem que não atuou de forma acentuada para a condutividade elétrica (%IACS), ficando os valores muito próximos e já o desempenho mecânico, comportamento muito semelhante, que pode estar associado ao grau de trabalho a frio idêntico imposto ao perfil da liga base, com discreto melhor desempenho para o diâmetro 3,0mm, como pode ser visto na Figura 32, onde há elevação do LRT. Este comportamento pode estar associado à possibilidade formação de partículas de segunda fase capazes de dificultarem o caminhar de discordâncias, pelo ancoramento das mesmas, quando as ligas são deformadas para a obtenção dos fios com os diferentes diâmetros.

No gráfico da Figura 33 apresenta o LRT e condutividade da liga modificada com % Nb, desta forma percebeu-se que os valores de condutividade elétrica e do LRT obtidos nos ensaios dos corpos de prova. Através destes resultados pode ser observado que ao diminuir-se

os diâmetros dos corpos de prova, os valores tanto da condutividade elétrica como do LRT da liga modificada aumentam. Contudo, os valores destas propriedades para o diâmetro de 3 mm destacam-se por serem maiores.

Figura 32- Gráficos de Condutividade Elétrica (azul) e LRT (preto) para a liga modificada Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg + 0,13 de Nb.



Fonte: Autor (2020).

Percebe-se no gráfico a presença de Nb na liga, aumento tanto na condutividade quanto no LRT e refina o grão. Com isso, há uma melhor condutividade pela facilidade de transferência de elétrons, assim permitindo uma menor resistência elétrica, facilitando a passagem da corrente elétrica em sua estrutura.

O uso do nióbio melhora as propriedades de ligas metálicas, e quando tratado mostra precipitados aumentando a sua resistência, é mostrado que a fixação do nióbio produz vantagens como, melhora na microestrutura tornando um elemento de liga que produz melhoras para a mesma. Os benefícios do grão de aperfeiçoamento incluem o tamanho, a precipitação reforço, promovendo a microestrutura desejada e, portanto, a obtenção de combinações que aumentam a resistência (MISRA; JANSTO, et. al., 2015).

Desta maneira, os diâmetros passaram por um processo intenso de recuperação dinâmica, a qual fez com que o mesmo além das boas propriedades mecânicas resultadas do intenso grau de trabalho a frio.

Por ter os maiores valores de limite de resistência à tração e condutividade elétrica, os diâmetros de 2,7 mm e 3,0 mm foram os diâmetros de melhor desempenho.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir das discussões realizadas sobre os resultados obtidos dos ensaios na liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg+ [0,13 Nb], foi possível concretizar as conclusões de acordo com os objetivos específicos propostos no escopo do presente trabalho.

i. Avaliar a capacidade de refino de grão para o teor de 0,13 Nb da liga em estudo.

A análise macroestrutural revelou que a liga apresenta capacidade de refino de grão. Melhorou suas propriedades mecânicas o acabamento superficial.

ii. Avaliar a variação do alongamento ($[\delta]$), com a condutividade elétrica e o limite de resistência à tração.

A correlação com a caracterização elétrica mostrou que os valores crescentes do alongamento $[\delta]$. Porém, a correlação com a caracterização mecânica mostrou que os valores crescentes de alongamento $[\delta]$ se relacionam com estruturas de resistência mecânica superior.

Nos diâmetros estudados, destacou-se o fio de 3,0 mm, que apresentou os valores mais elevados para o limite de resistência à tração [LRT] e para a condutividade elétrica para a liga com adição de teor de nióbio.

iii. Avaliar a ductilidade da liga através da correlação entre o alongamento $[\delta]$.

Constatou que o comportamento crescente do alongamento $[\delta]$, confirmando que a liga ganhou ductilidade com a aplicação do tratamento térmico [TT 230C/1h].

iv. Avaliar a termorressistividade da liga após o tratamento térmico.

Nenhuma das ligas apresentou uma boa resistividade térmica, segundo a norma nacional COPEL, todas as ligas tiveram perda acima de 10 %.

6. TRABALHOS FUTUROS

Algumas propostas de estudo foram levantadas durante a execução e discussão desta dissertação, e propõe-se que sejam utilizadas como temas de pesquisas posteriores. Dentre elas estão:

- Fazer ensaios de tratamentos térmico em outros diâmetros do corpo de prova da liga apresentada
- Estudar os ensaios da micro estrutura e encruamento (n) da liga apresentada
- Estudar ensaios mais longos (acima de 1h), ou com maior temperatura (acima de 230°C), das ligas de alumínio com adição Nióbio para aplicação em cabos elétricos;
- Adicionar teor de nióbio acima de 0,13 %, possibilitando a formação facilitada de trialumineto de nióbio e comportamento diferenciado em relação as ligas aqui estudadas;
- Investigar a correlação da razão das micro cavidades com valores de rigidez, tal qual o coeficiente de encruamento e o alongamento percentual para outras ligas, com maiores e menores adições de nióbio;
- Investigar dificuldades de fundição de ligas de alumínio com adições de nióbio acima de 0,13%.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAL. **Brazilian aluminum: solutions for sustainable living** Associação Brasileira do Alumínio – ABAL, 2017.
- ABDELAZIZ, M. H. Effect of Additives on the Microstructure and Tensile Properties of Al–Si Alloys. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 2, p. 2255–2268, abr. 2019.
- ADUSUMALLI, R. B. Tensile Testing of Single Fibres. **Procedia Structural Integrity**, v. 14, p. 150–157, 2019.
- ALLEN, C. M. Intermetallic Phase Selection in 1XXX Al Alloys. **Progress in Materials Science**, v. 43, n. 2, p. 89–170, abr. 1998.
- ANAWATI. Surface Characterization of Heat Treated AlPbCu Model Alloys. **Journal of The Electrochemical Society**, v. 158, n. 6, p. C178, 2011.
- ASHKENAZI, D. How Aluminum Changed the World: A Metallurgical Revolution through Technological and Cultural Perspectives. **Technological Forecasting and Social Change**, v. 143, p. 101–113, jun. 2019.
- ASKELAND, D. **Ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Cengage, 2013.
- ASM INTERNATIONAL (ed.). **ASM handbook**. 10th editon ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990.
- BARLOW, C. Y.; HANSEN, N.; LIU, Y. L. Fine Scale Structures from Deformation of Aluminium Containing Small Alumina Particles. **Acta Materialia**, v. 50, n. 1, p. 171–182, jan. 2002.
- BELMARES-PERALES, S.; ZALDÍVAR-CADENA, A. A. Addition of Iron for the Removal of the β -AlFeSi Intermetallic by Refining of α -AlFeSi Phase in an Al–7.5Si–3.6Cu Alloy. **Materials Science and Engineering: B**, v. 174, n. 1–3, p. 191–195, out. 2010.
- BELOV, N. Phase Composition and Mechanical Properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe,Si) Wire Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 782, p. 735–746, abr. 2019.
- BELOV, N. A.; ESKIN, D. G.; AKSENOV, A. A. Alloys of the Al–Mg–Si–Fe System. In: **Multicomponent Phase Diagrams**. [s.l.] Elsevier, 2005. p. 47–82.
- BROWN, R. D.; AMBROSE, F.; MONTAGNA, D. **Separation of cast and wrought aluminum alloys by thermomechanical processing**. United States Departament of the Interior - Bureau of Mines. Washington, p. 17. 1987. (Report of Investigations 8960).
- BROWN. The Spatiotemporal Topography of Virginia Woolf’s Mrs. Dalloway: Capturing Britain’s Transition to a Relative Modernity. **Journal of Modern Literature**, v. 38, n. 4, p. 20, 2015.

BRUNNER, J. G. Localized Corrosion of Ultrafine-Grained Al–Mg Model Alloys. **Electrochimica Acta**, v. 55, n. 6, p. 1966–1970, fev. 2010.

BUCHHEIT, R. G.; BIRBILIS, N. Electrochemical Microscopy: An Approach for Understanding Localized Corrosion in Microstructurally Complex Metallic Alloys. **Electrochimica Acta**, v. 55, n. 27, p. 7853–7859, nov. 2010.

BUFFINGTON, J. The Beverage Can in the United States: Achieving a 100% Recycled Aluminum Can through Supply Chain Innovation. **JOM**, v. 64, n. 8, p. 923–932, ago. 2012.

BYKO, M. Aluminum Exhibits Its Versatility in Art, Life. **JOM**, v. 52, n. 11, p. 9–12, nov. 2000.

CÁCERES, C. H.; SVENSSON, I. L.; TAYLOR, J. A. Strength-Ductility Behaviour of Al–Si–Cu–Mg Casting Alloys in T6 Temper. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 15, n. 5, p. 531–543, maio 2003.

CETLIN, P. R. **Tipos de Fratura: análise de fratura**. [S.l.]: ABM, 2007.

CHAKRABARTI, D. J.; LAUGHLIN, D. E. Phase Relations and Precipitation in Al–Mg–Si Alloys with Cu Additions. **Progress in Materials Science**, v. 49, n. 3–4, p. 389–410, jan. 2004.

CHANG, K. Thermodynamic Description of the Al–Cu–Mg–Mn–Si Quinary System and Its Application to Solidification Simulation. **Thermochimica Acta**, v. 512, n. 1–2, p. 258–267, jan. 2011.

CHEN, J. K. Effects of Casting and Heat Treatment Processes on the Thermal Conductivity of an Al–Si–Cu–Fe–Zn Alloy. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 105, p. 189–195, fev. 2017.

CHEN, X. Microstructure, Electromagnetic Shielding Effectiveness and Mechanical Properties of Mg–Zn–Cu–Zr Alloys. **Materials Science and Engineering: B**, v. 197, p. 67–74, jul. 2015.

CHEN, Y. Stress–Strain Behaviour of Aluminium Alloys at a Wide Range of Strain Rates. **International Journal of Solids and Structures**, v. 46, n. 21, p. 3825–3835, out. 2009.

CHEN, Z. Discovery of Native Aluminum and Its Possible Origin from Prospective Gas Hydrate Areas in the South China Sea. **Science China Earth Sciences**, v. 53, n. 3, p. 335–344, mar. 2010.

CHI, Y. Laser Surface Alloying on Aluminum and Its Alloys: A Review. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 100, p. 23–37, jan. 2018.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas**. 2ª. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHOI, S.-H. High Temperature Tensile Deformation Behavior of New Heat Resistant Aluminum Alloy. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 159–164, 2011.

CHUNG D-S., ENOKI M., KISHI T., Microstructural analysis and mechanical properties of in situ Nb/Nb-aluminide layered materials, *Science and Technology of advanced materials* 3, p.129-135, 2002.

CLAUSEN, A. H. Flow and Fracture Characteristics of Aluminium Alloy AA5083–H116 as Function of Strain Rate, Temperature and Triaxiality. **Materials Science and Engineering: A**, v. 364, n. 1–2, p. 260–272, jan. 2004.

CLEGG, W. X-ray Diffraction. In: **Comprehensive Coordination Chemistry II**. [s.l.] Elsevier, 2003. p. 57–64.

CUI, S.; JUNG, I.-H. Thermodynamic Modeling of the Quaternary Al-Cu-Mg-Si System. **Calphad**, v. 57, p. 1–27, jun. 2017.

CROSSLEY, F. A.; MONDOLFO, L. F. J. **Met.Mater.** [S.l.]: Trans., 1951.

DAMASCENO, E. C. Disponibilidade, suprimento e demanda de minérios para metalurgia, Série Estudos e Documentos - CETEM/MCT, 2006.

DAVIS, J. R. (ed.). **Corrosion of aluminum and aluminum alloys**. Materials Park, OH: ASM International, 1999.

DE CARVALHO BELLO, C. B. Experimental Tests for the Characterization of Sisal Fiber Reinforced Cementitious Matrix for Strengthening Masonry Structures. **Construction and Building Materials**, v. 219, p. 44–55, set. 2019.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. Ohio: American Society for Metals, 1981.

DJAPIC OOSTERKAMP, L.; IVANKOVIC, A.; VENIZELOS, G. High Strain Rate Properties of Selected Aluminium Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 278, n. 1–2, p. 225–235, fev. 2000.

DOHERTY, R. D. Current Issues in Recrystallization: A Review. **Materials Science and Engineering: A**, v. 238, n. 2, p. 219–274, nov. 1997.

DU, Q. Modeling Over-Ageing in Al-Mg-Si Alloys by a Multi-Phase CALPHAD-Coupled Kampmann-Wagner Numerical Model. **Acta Materialia**, v. 122, p. 178–186, jan. 2017.

DU, Q.; POOLE, W. J.; WELLS, M. A. A Mathematical Model Coupled to CALPHAD to Predict Precipitation Kinetics for Multicomponent Aluminum Alloys. **Acta Materialia**, v. 60, n. 9, p. 3830–3839, maio 2012.

DU, Y. et al. An Overview on Phase Equilibria and Thermodynamic Modeling in Multicomponent Al Alloys: Focusing on the Al–Cu–Fe–Mg–Mn–Ni–Si–Zn System. **Calphad**, v. 35, n. 3, p. 427–445, set. 2011.

DUTKIEWICZ, J.; LITYNSKA, L. The Effect of Plastic Deformation on Structure and Properties of Chosen 6000 Series Aluminium Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 324, n. 1–2, p. 239–243, fev. 2002.

EL SEBAIE, O. The Effects of Mischmetal, Cooling Rate and Heat Treatment on the Hardness of A319.1, A356.2 and A413.1 Al–Si Casting Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 486, n. 1–2, p. 241–252, jul. 2008.

ELSEBAIE, O. Impact Toughness of Al–Si–Cu–Mg–Fe Cast Alloys: Effects of Minor Additives and Aging Conditions. **Materials & Design**, v. 60, p. 496–509, ago. 2014.

FADAYOMI, O. Investigation of Al-Zn-Zr and Al-Zn-Ni Alloys for High Electrical Conductivity and Strength Application. **Materials Science and Engineering: A**, v. 743, p. 785–797, jan. 2019a.

FADAYOMI, O. Investigation of Al-Zn-Zr and Al-Zn-Ni Alloys for High Electrical Conductivity and Strength Application. **Materials Science and Engineering: A**, v. 743, p. 785–797, jan. 2019b.

FADAYOMI, O.; SANDERS, P. G.; ODEGARD, G. M. Microstructure and Properties of Precipitation-Hardened Zr and Zn-Zr Based Aluminum Alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 788, p. 1218–1230, jun. 2019.

FERNANDES, S. M. de C. Effect of Processing on Microstructure and Corrosion Mitigating Properties of Hydrotalcite Coatings on AA 6061 Alloy. **Materials Research**, v. 18, n. 6, p. 1203–1208, 3 nov. 2015.

FRIES, S. G. Present Achievements, Problems and Perspectives Associated with a Semi-Empirical Study of the Al–Cu–Mg–Si–Zn Light Alloy System. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 267, n. 1–2, p. 90–99, mar. 1998.

GARCÍA-GARCÍA, G.; ESPINOZA-CUADRA, J.; MANCHA-MOLINAR, H. Copper Content and Cooling Rate Effects over Second Phase Particles Behavior in Industrial Aluminum–Silicon Alloy 319. **Materials & Design**, v. 28, n. 2, p. 428–433, jan. 2007.

GARCIA, A.; QUARESMA, J. M. V.; CHEUNG, N. The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al–Cu ingots. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 130–138, 2006.

GLAZOFF, M. V. Influence of Heat Treatment Upon Microstructure of Casting Aluminum Alloys. In: **Casting Aluminum Alloys**. [s.l.] Elsevier, 2019. p. 235–312.

GUAN, R. A High-Strength, Ductile Al-0.35Sc-0.2Zr Alloy with Good Electrical Conductivity Strengthened by Coherent Nanosized-Precipitates. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 33, n. 3, p. 215–223, mar. 2017.

GUPTA, A. K.; LLOYD, D. J.; COURT, S. A. Precipitation Hardening in Al–Mg–Si Alloys with and without Excess Si. **Materials Science and Engineering: A**, v. 316, n. 1–2, p. 11–17, nov. 2001.

HAASEN†, P. MECHANICAL PROPERTIES OF SOLID SOLUTIONS. In: **Physical Metallurgy**. [s.l.] Elsevier, 1996. p. 2009–2073. H.A. Wilhelm and T.G. Ellis, U.S. At. Energy Comm. IS-193, p 41-43 (1960)

- HASHMI, S. **Reference module in materials science and materials engineering**. [s.l.: s.n.]
- HEKKERT, Functions of Innovation Systems: A New Approach for Analysing Technological Change. **Technological Forecasting and Social Change**, v. 74, n. 4, p. 413–432, maio 2007.
- HIRTH, S. M. Effects of Si on the Aging Behaviour and Formability of Aluminium Alloys Based on AA6016. **Materials Science and Engineering: A**, v. 319–321, p. 452–456, dez. 2001.
- HORIKAWA, K.; MATSUBARA, T.; KOBAYASHI, H. Hydrogen Charging of Al–Mg–Si-Based Alloys by Friction in Water and Its Effect on Tensile Properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 764, p. 138199, set. 2019.
- HOU, L. G. Effect of (Mn+Cr) Addition on the Microstructure and Thermal Stability of Spray-Formed Hypereutectic Al–Si Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 1–2, p. 85–92, dez. 2009.
- HUANG, K. The Double-Edge Effect of Second-Phase Particles on the Recrystallization Behaviour and Associated Mechanical Properties of Metallic Materials. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 284–359, mar. 2018.
- HUANG, M. X.; HE, B. B. Alloy Design by Dislocation Engineering. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 34, n. 3, p. 417–420, mar. 2018.
- INGARAO, G. Environmental Modelling of Aluminium Based Components Manufacturing Routes: Additive Manufacturing versus Machining versus Forming. **Journal of Cleaner Production**, v. 176, p. 261–275, mar. 2018.
- IRFAN, M. A. Porosity Reduction and Mechanical Properties Improvement in Die Cast Engine Blocks. **Materials Science and Engineering: A**, v. 535, p. 108–114, fev. 2012.
- KANG, J. Synergistic Effects of Ce and Mg on the Microstructure and Tensile Properties of Al-7Si-0.3Mg-0.2Fe Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 796, p. 267–278, ago. 2019a.
- KANG, J. Synergistic Effects of Ce and Mg on the Microstructure and Tensile Properties of Al-7Si-0.3Mg-0.2Fe Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 796, p. 267–278, ago. 2019b.
- KARABAY, S. Modification of AA-6201 Alloy for Manufacturing of High Conductivity and Extra High Conductivity Wires with Property of High Tensile Stress after Artificial Aging Heat Treatment for All-Aluminium Alloy Conductors. **Materials & Design**, v. 27, n. 10, p. 821–832, jan. 2006.
- KATZ-DEMYANETZ, A. Aluminum/TPG Metal Matrix Composite with Improved Thermal Conductivity. In: MARQUIS, F. (Ed.). **Proceedings of the 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing**. Cham: Springer International Publishing, 2013. p. 1371–1377.
- KAUFMAN, J. G. **Introduction to Aluminum Alloys and Tempers**. Materials Park: ASM International, 2000.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications**. Materials Park, OH: ASM International, 2004.

KIM, K. First-Principles/Phase-Field Modeling of Θ' Precipitation in Al-Cu Alloys. **Acta Materialia**, v. 140, p. 344–354, nov. 2017.

KLEINER, M.; GEIGER, M.; KLAUS, A. Manufacturing of Lightweight Components by Metal Forming. **CIRP Annals**, v. 52, n. 2, p. 521–542, 2003.

KUBIŇÁKOVÁ, E.; DANIELIK, V.; HÍVEŠ, J. Advanced Technology for Al-Zr Alloy Synthesis: Electrochemical Investigation of Suitable Low-Melting Electrolytes. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 738, p. 151–157, mar. 2018.

L., N. Durability and Corrosion of Aluminium and Its Alloys: Overview, Property Space, Techniques and Developments. In: AHMAD, Z. (Ed.). **Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications**. [s.l.] InTech, 2012.

LAURENT-BROCQ, M. Combining Tensile Tests and Nanoindentation to Explore the Strengthening of High and Medium Entropy Alloys. **Materialia**, v. 7, p. 100404, set. 2019.

LEI, Z. Development of Advanced Materials via Entropy Engineering. **Scripta Materialia**, v. 165, p. 164–169, maio 2019.

LI, G. Cr-Induced Morphology Change of Primary Mn-Rich Phase in Al-Si-Cu-Mn Heat Resistant Aluminum Alloys and Its Contribution to High Temperature Strength. **Materials Science and Engineering: A**, v. 709, p. 90–96, jan. 2018a.

LI, M.; PORTER, A. L.; SUOMINEN, A. Insights into Relationships between Disruptive Technology/Innovation and Emerging Technology: A Bibliometric Perspective. **Technological Forecasting and Social Change**, v. 129, p. 285–296, abr. 2018.

LI, Z. Research on the Thermal Behaviour of a Selectively Laser Melted Aluminium Alloy: Simulation and Experiment. **Materials**, v. 11, n. 7, p. 1172, 9 jul. 2018b.

LIMA, J. A. **Análise do comportamento elétrico, mecânico e termorresistente da liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si modificada com teores de Ti e Zr**. Belém: Dissertação de Mestrado – PPGEM/UFGA, 2014.

LIN, G. Enhanced Strength and Electrical Conductivity of Al-Mg-Si Alloy by Thermo-Mechanical Treatment. **Materials Science and Engineering: A**, v. 650, p. 210–217, jan. 2016.

LIU, C. H. Enhancing Electrical Conductivity and Strength in Al Alloys by Modification of Conventional Thermo-Mechanical Process. **Materials & Design**, v. 87, p. 1–5, dez. 2015.

LIU, G. Effect of T6 Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Property of 6101/A356 Bimetal Fabricated by Squeeze Casting. **Materials Science and Engineering: A**, v. 696, p. 208–215, jun. 2017.

- LIU, H. Effects of Different Tempers on Precipitation Hardening of 6000 Series Aluminium Alloys. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 17, n. 1, p. 122–127, jan. 2007.
- LIU, Y. Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of ZA27 Alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 23, n. 3, p. 642–649, mar. 2013.
- LLOYD, D. The Scaling of the Tensile Ductile Fracture Strain with Yield Strength in Al Alloys. **Scripta Materialia**, v. 48, n. 4, p. 341–344, fev. 2003.
- LONG, R. S.; BOETTCHER, E.; CRAWFORD, D. Current and Future Uses of Aluminum in the Automotive Industry. **JOM**, v. 69, n. 12, p. 2635–2639, dez. 2017.
- LUMLEY, R. N. Heat Treatment of High-Pressure Die Castings. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38, n. 10, p. 2564–2574, 21 set. 2007.
- MARIOARA, C. D. The Effect of Cu on Precipitation in Al–Mg–Si Alloys. **Philosophical Magazine**, v. 87, n. 23, p. 3385–3413, 11 ago. 2007.
- MARUYAMA, N. Effect of Silicon Addition on the Composition and Structure of Fine-Scale Precipitates in Al-Mg-Si Alloys. **Scripta Materialia**, v. 36, n. 1, p. 89–93, jan. 1997.
- MAZZOLANI, F. M. Competing Issues for Aluminium Alloys in Structural Engineering. **Progress in Structural Engineering and Materials**, v. 6, n. 4, p. 185–196, out. 2004.
- MILLER, W. S. Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry. **Materials Science and Engineering: A**, v. 280, n. 1, p. 37–49, mar. 2000.
- MIZIA, R. E. Optimizing the Diffusion Welding Process for Alloy 800H: Thermodynamic, Diffusion Modeling, and Experimental Work. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. S1, p. 154–161, jan. 2013.
- MOKHTAR, M. Recent Developments in Materials for Aluminum–Air Batteries: A Review. **Journal of Industrial and Engineering Chemistry**, v. 32, p. 1–20, dez. 2015.
- MOHANTY, P. S.; GRUZLESKI, J. E. **Mechanism of grain refinement in aluminium**. [S.l.]: Elsevier, 1995.
- MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**. Kent: Elsevier Science, 2013.
- MORINAGA, M. Theory for Alloy Design. In: **A Quantum Approach to Alloy Design**. [s.l.] Elsevier, 2019. p. 9–17.
- MURASHKIN, M. Y. Nanostructured Al and Cu Alloys with Superior Strength and Electrical Conductivity. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 1, p. 33–49, jan. 2016a.
- MURASHKIN, M. Y. Nanostructured Al and Cu Alloys with Superior Strength and Electrical Conductivity. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 1, p. 33–49, jan. 2016b.

MURR, L. E. A Metallographic Review of 3D Printing/Additive Manufacturing of Metal and Alloy Products and Components. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 7, n. 2, p. 103–132, abr. 2018.

MURTY, B. S.; YEH, J. W.; RANGANATHAN, S. High-Entropy Alloys. In: **High Entropy Alloys**. [s.l.] Elsevier, 2014. p. 13–35.

MYHR, O. R.; GRONG, Ø.; SCHÄFER, C. An Extended Age-Hardening Model for Al-Mg-Si Alloys Incorporating the Room-Temperature Storage and Cold Deformation Process Stages. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, n. 12, p. 6018–6039, dez. 2015.

N.A. Nedomov and V. I. Rabezova, *Izv. Akad. Nauk SSSR Otd. Tekh. Nauk Met. Topl.*, 1961(4), p 68-70 (1961). mal analysis and metallographic techniques employed for about 16 alloys in the composition range 20 to 100 at.% Nb prepared from 99.3% Nb and 99.9% Al).

OSUCH, P. et al. Impact of the Direct Ageing Procedure on the Age Hardening Response of Al-Mg-Si 6101 Alloy. **Materials**, v. 11, n. 7, p. 1239, 19 jul. 2018.

ÓLAFSSON, P.; SANDSTRÖM, R. Calculations of electrical resistivity for Al-Cu and Al-Mg-Si alloys. *Materials Science and Technology*. v.17, p.655-662, jun.2001.

PARK, D.-H. Cryogenic Mechanical Behavior of 5000- and 6000-Series Aluminum Alloys: Issues on Application to Offshore Plants. **Cryogenics**, v. 68, p. 44–58, jun. 2015.

PARSAMEHR, H.; CHANG, S.-Y.; LAI, C.-H. Mechanical and Surface Properties of Aluminum-Copper-Iron Quasicrystal Thin Films. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 732, p. 952–957, jan. 2018.

POOLE, W. J. The Effect of Manganese on the Microstructure and Tensile Response of an Al-Mg-Si Alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 755, p. 307–317, maio 2019.

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”**. Dissertação de Mestrado – PPGEM/UFGA. Belém. 2016.

QI, M. et al. Microstructures, Mechanical Properties, and Corrosion Behavior of Novel High-Thermal-Conductivity Hypoeutectic Al-Si Alloys Prepared by Rheological High Pressure Die-Casting and High Pressure Die-Casting. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 749, p. 487–502, jun. 2018.

RABINOVICH, D. The Allure of Aluminium. **Nature Chemistry**, v. 5, n. 1, p. 76–76, jan. 2013.

RAJEEV, V. R.; DWIVEDI, D. K.; JAIN, S. C. Effect of Load and Reciprocating Velocity on the Transition from Mild to Severe Wear Behavior of Al–Si–SiCp Composites in Reciprocating Conditions. **Materials & Design**, v. 31, n. 10, p. 4951–4959, dez. 2010.

RAN, G.; ZHOU, J. E.; WANG, Q. G. Precipitates and Tensile Fracture Mechanism in a Sand Cast A356 Aluminum Alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 207, n. 1–3, p. 46–52, out. 2008.

REAY, D.; RAMSHAW, C.; HARVEY, A. Compact and Micro-heat Exchangers. In: **Process Intensification**. [s.l.] Elsevier, 2013. p. 91–120.

REMØE, M. S. The Effect of Alloying Elements on the Ductility of Al-Mg-Si Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 693, p. 60–72, maio 2017.

RINCON, E. Temperature Effects on the Tensile Properties of Cast and Heat Treated Aluminum Alloy A319. **Materials Science and Engineering: A**, v. 519, n. 1–2, p. 128–140, ago. 2009.

ROBERT, M.H. Refino de estruturas de alumínio pela adição de nióbio, zircônio e titânio via sais halogêneos, e implicações nas suas propriedades mecânicas e elétricas. Tese de Doutorado - Unicamp. [Campinas] 1983.

ROSSITER, P. L. **The electrical resistivity of metals and alloys**. Cambridge: Cambridge University Press, 1987.

R.M.L. Neto, P.I. Ferreira, Progress of the NbAl₃ combustion synthesis reaction, J. Mater. Synth. Process. 7 (1999)

RYEN, Ø. Strengthening Mechanisms in Solid Solution Aluminum Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, n. 6, p. 1999–2006, jun. 2006.

SANDERS, R. E. Technology Innovation in Aluminum Products. **JOM**, v. 53, n. 2, p. 21–25, fev. 2001.

SANTOS, M. C. Machining of Aluminum Alloys: A Review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 86, n. 9–12, p. 3067–3080, out. 2016.

SCHAFFER, G. B.; SERCOMBE, T. B.; LUMLEY, R. N. Liquid Phase Sintering of Aluminium Alloys. **Materials Chemistry and Physics**, v. 67, n. 1–3, p. 85–91, jan. 2001.

SEYEDREZAI, H. Study of the Early Stages of Clustering in Al–Mg–Si Alloys Using the Electrical Resistivity Measurements. **Materials Science and Engineering: A**, v. 525, n. 1–2, p. 186–191, nov. 2009.

SHAKIBA, M.; PARSON, N.; CHEN, X.-G. Effect of Homogenization Treatment and Silicon Content on the Microstructure and Hot Workability of Dilute Al–Fe–Si Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 619, p. 180–189, dez. 2014.

SHEIKH, M. Z. Static and Dynamic Brazilian Disk Tests for Mechanical Characterization of Annealed and Chemically Strengthened Glass. **Ceramics International**, v. 45, n. 6, p. 7931–7944, abr. 2019.

SILVA, J. I. S. Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de AlumínioNióbio. Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. [Distrito Federal] 2017.

SOLOMON H.D., Fundamentals of Weld Solidification, General Electric Company, ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering, Vol.6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio,

1993.

SRIVATSAN, T. S.; LAVERNIA, E. J. Effects of Microstructure on the Strain-Controlled Fatigue Failure Behavior of an Aluminium-Alloy/Ceramic-Particle Composite. **Composites Science and Technology**, v. 49, n. 4, p. 303–313, jan. 1993.

STADLER, F. The Effect of Main Alloying Elements on the Physical Properties of Al–Si Foundry Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 560, p. 481–491, jan. 2013.

STARKE, E. A.; STALEY, J. T. Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. **Progress in Aerospace Sciences**, v. 32, n. 2–3, p. 131–172, 1996.

STEINMETZ J. e al: Oxydation et Protection des Alliages Base Niobium. Journal de Physique IV Colloque, 1993, 03 (C9), Pp.C9-487-C9-498. P487, Dezembro 1993.

SU, M.-N.; YOUNG, B. Material Properties of Normal and High Strength Aluminium Alloys at Elevated Temperatures. **Thin-Walled Structures**, v. 137, p. 463–471, abr. 2019.

TANG, K.; DU, Q.; LI, Y. Modelling Microstructure Evolution during Casting, Homogenization and Ageing Heat Treatment of Al-Mg-Si-Cu-Fe-Mn Alloys. **Calphad**, v. 63, p. 164–184, dez. 2018.

TIRYAKIOGLU, M.; STALEY, J. T.; **Handbook of Aluminum – physical metallurgy and processes** v.1 New York, 2003, p. 123.

T. Ogurtani, Kinetics of diffusion in the Nb–Al system, Metall. Trans. 3 (1972)

VANDERSLUIS, E. et al. Analysis of Eutectic Silicon Modification during Solidification of Al-6Si Using in-Situ Neutron Diffraction. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 736, p. 172–180, mar. 2018.

V.M. Glazov, V.N. Vigdorovich and G.A. Korolkov, Zh. Neorg. Khim., 4, p 1620-1624 (1959);

WALLACE, G. High-Quality Aluminum Turbocharger Impellers Produced by Thixocasting. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 20, n. 9, p. 1786–1791, set. 2010.

WALLACE, G.; JACKSON, A. P.; MIDSON, S. P. Novel Method for Casting High Quality Aluminum Turbocharger Impellers. **SAE International Journal of Materials and Manufacturing**, v. 3, n. 1, p. 405–412, 12 abr. 2010.

WANG, L.; MAKHLOUF, M.; APELIAN, D. Aluminium Die Casting Alloys: Alloy Composition, Microstructure, and Properties-Performance Relationships. **International Materials Reviews**, v. 40, n. 6, p. 221–238, jan. 1995.

WANG, N. The Influence of Processing Conditions on Microchemistry and the Softening Behavior of Cold Rolled Al-Mn-Fe-Si Alloys. **Metals**, v. 6, n. 3, p. 61, 11 mar. 2016.

WANG, X. Influence of Thermomechanical Processing on Microstructure, Texture Evolution and Mechanical Properties of Al–Mg–Si–Cu Alloy Sheets. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, n. 6, p. 1752–1762, jun. 2015.

WANG, Y. Superior Mechanical Properties Induced by the Interaction between Dislocations and Precipitates in the Electro-Pulsing Treated Al-Mg-Si Alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 735, p. 154–161, set. 2018.

W.W. Beaver, A.J. Stonehouse and R.M. Paine, Plansee Proceedings, 1964 (Metals for the Space Age), p 682-700, Metallwerk Plansee AG, Reutte/Tirol (1965)

WESTERMANN, I. Effects of Particles and Solutes on Strength, Work-Hardening and Ductile Fracture of Aluminium Alloys. **Mechanics of Materials**, v. 79, p. 58–72, dez. 2014.

XU, Y. Heterogeneous Nucleation and Grain Growth of Inoculated Aluminium Alloys: An Integrated Study by in-Situ X-Radiography and Numerical Modelling. **Acta Materialia**, v. 140, p. 224–239, nov. 2017.

XUE, S. A Review of the Characterization and Revegetation of Bauxite Residues (Red Mud). **Environmental Science and Pollution Research**, v. 23, n. 2, p. 1120–1132, jan. 2016.

YALAMANCHILI, K. Exploring the High Entropy Alloy Concept in (AlTiVNbCr)N. **Thin Solid Films**, v. 636, p. 346–352, ago. 2017.

YAN, Q. Tensile Deformation Behavior of Spray-Deposited FVS0812 Heat-Resistant Aluminum Alloy Sheet at Elevated Temperatures. **Materials Characterization**, v. 58, n. 6, p. 575–579, jun. 2007.

YAN, X. Computational and Experimental Investigation of Microsegregation in an Al-Rich Al-Cu-Mg-Si Quaternary Alloy. **Acta Materialia**, v. 50, n. 9, p. 2199–2207, maio 2002.

YANAGA, D. Material Modeling of 6000 Series Aluminum Alloy Sheets with Different Density Cube Textures and Effect on the Accuracy of Finite Element Simulation. **International Journal of Solids and Structures**, v. 49, n. 25, p. 3488–3495, dez. 2012.

YOSHIDA, K.; DOI, K. Improvement of Ductility of Aluminum Wire for Automotive Wiring Harness by Alternate Drawing. **Procedia Engineering**, v. 81, p. 706–711, 2014.

YU, G. On the role of processing parameters in thermal behavior, surface morphology and accuracy during laser 3D printing of aluminum alloy. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 49, n. 13, p. 135501, 6 abr. 2016.

YU, W. W. Experimental Determination of the Extinction Coefficient of CdTe, CdSe, and CdS Nanocrystals. **Chemistry of Materials**, v. 15, n. 14, p. 2854–2860, jul. 2003.

ZENG, L. R. Room-Temperature Workability of 6063 Alloy for Fitting Clamps of Overhead Conductor Lines. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 65, p. 187–192, jan. 2015.

ZHANG, H. Modification Mechanism of Cerium on the Al-18Si Alloy. **Rare Metals**, v. 25, n. 1, p. 11–15, fev. 2006.

ZHAO, J. Phase Diagram Determination and Thermodynamic Modeling of the Cu-Mg-Si System. **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, v. 52, n. 1, p. 99–112, 2016.

ZHAO, Q. Optimizing Microstructures of Dilute Al–Fe–Si Alloys Designed with Enhanced Electrical Conductivity and Tensile Strength. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 650, p. 768–776, nov. 2015.

ZHAO, Q.; SLAGSVOLD, M.; HOLMEDAL, B. Comparison of the Influence of Si and Fe in 99.999% Purity Aluminum and in Commercial-Purity Aluminum. **Scripta Materialia**, v. 67, n. 2, p. 217–220, jul. 2012.

ZHE, M. Chemical Changes at the Interface Between Low Carbon Steel and an Al-Si Alloy During Solution Heat Treatment. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 32, n. 6, p. 486–497, dez. 2011.

ZHENG, M. A Quick Screening Approach for Design of Multi-Principal Element Alloy with Solid Solution Phase. **Materials & Design**, v. 179, p. 107882, out. 2019.

ZHU, Z., DU, Y., ZHANG, L., CHEN, H., XU, H., TANG, C., Experimental identification of the degenerated equilibrium and thermodynamic in the Al-Nb system, *Journal of Alloys and Compounds* 460, pg. 632-638, 2008.