



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

DENYSON TEIXEIRA ALMEIDA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA E MECÂNICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO SÉRIE 6101 MODIFICADA COM 0,16%Nb**

BELÉM

2021

DENYSON TEIXEIRA ALMEIDA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA E MECÂNICA DE LIGAS DE
ALUMÍNIO SÉRIE 6201/6101 MODIFICADAS COM TEORES DE NIÓBIO**

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: José Maria do Vale Quaresma

BELÉM

2021

FICHA CATALOGRÁFICA

Almeida, Denyson Teixeira.

Avaliação da resistência elétrica e mecânica da liga de alumínio série 6101 modificada com 0,16%Nb / Denyson Teixeira Almeida -; orientador – Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma - Belém, 2019.

- __ f.

Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Pará, Belém, 2021.

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

1. Ligas de Alumínio; Nióbio; Elementos de liga; Termoresistividade, condutividade.
UFPA / BC

DENYSON TEIXEIRA ALMEIDA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA E MECÂNICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO SÉRIE 6101 MODIFICADA COM 0,16%Nb**

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: José Maria do Vale Quaresma

APROVADA EM ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

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

Profº. Dr. José Carlos de Araújo Cardoso Filho
Examinador Interno – UFPA

Profº. Dr. Daniel Monteiro Rosa
Examinador Eterno - UNB

“O temor do SENHOR é o princípio da sabedoria; bom entendimento têm todos os que lhe obedecem; o seu louvor permanece para sempre” (Salmo 111.10).

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar ao Criador de todas as coisas, pois só por Ele tudo foi feito e cuida de nós e se preocupa com cada detalhe da minha vida.

A minha família, meus pais Daniel Plácido Caldas Almeida e Celizia Teixeira Almeida que me educaram e possibilitaram em tudo, e me fazendo ser a pessoa que se formou tanto moralmente quanto socialmente.

A minha amada Camila Aparecida Brito Silva Almeida, que aguentou vários momentos sem minha companhia, sendo minha grande parceira e estimuladora para conclusão desta etapa da nossa vida.

Minha princesa, filha amada Vitória Beatriz Silva Almeida que na sua tenra infância se contentou com pouco tempo a qual lhe foi dedicado em prol da conclusão deste sonho, mas que foi o meu maior estímulo de persistir.

As renomadas instituições UFPA, PPGEI, que contribuíram com suas estruturas professores de conhecimento ímpar na aquisição de conhecimento científico de incomensurável importância no meu crescimento profissional.

Ao Prof. Dr. Maria do Vale Quaresma pela paciência na orientação durante o decorrer do trabalho e sua estimada acolhida em um momento difícil do trajeto desta caminhada, gesto inesquecível e importante nesta caminhada, e ainda pela amizade que ficará marcada.

Aos Professores membros do programa PPGEI aos colegas do Grupo de Pesquisa em Engenharia dos Materiais (GPEMAT), especialmente, Emerson Rodrigues Prazeres, Mateus José Araújo de Souza, Andrei Coelho, Clóvis Santana, Vinicius Silva dos Reis, Carlos Vinicius de Paes Santos, que participaram ativamente na estruturação e execução desta pesquisa.

Aos amigos Altino dos Santos Fonseca e Aécio dos Santos pela incomensurável parceria e força intelectual empregada para auxiliar na conclusão deste trabalho.

RESUMO

Palavras chaves: 1. Ligas de Alumínio; Nióbio; Elementos de liga; Compósito metálico

A necessidade de se obter melhores materiais para cabos elétricos tem demandado o surgimento de novos compósitos metálicos de alumínio, mais resistentes e com melhor condutividade elétrica. As ligas da série 6xxx, mais especificamente 6101 e 6201, têm sido combinadas com vários elementos químicos, tratadas termicamente e envelhecidas artificialmente para melhorar a resistência mecânica e a condutividade. O Brasil é o maior produtor, exportador e detentor das jazidas mundiais de Nióbio. Tendo isto em vista, este metal tem um alto potencial como elemento de liga muito promissor para o material alvo deste estudo, pois ele ao ser combinado com outros metais torna o material supercondutor, tem efeito de refinamento de grão de caráter mediano, ação agregadora a melhoria de resistência mecânica. Neste estudo será proposto a adição de $[0,16]\%Nb$ em massa na composição da base $Al-0,05\%Cu-[0,24-0,28]\%Fe-0,5\%Si-0,6\%Mg$, vazada em conquinha metálica “U” avaliando o comportamento da Termoresistividade conforme protocolo COPEL (Companhia Paranaense de Energia Elétrica), resistência mecânica, elétrica e caracterização macroestrutural.

ABSTRACT

Keywords: aluminum alloys, niobium, elements alloys, metallic composites.

The requirement for better materials for electrical cables has demanded the need of new, stronger and better conductivity aluminum metal composites. 6xxx series alloys, more specifically 6101 and 6201, have been combined with various chemical elements, heat treated and artificially aged to improve mechanical strength and conductivity. Brazil is the largest producer, exporter and holder of the worldwide niobium deposits. Thus, this metal has a high potential as a very promising alloying element for the target material of this study, when it combined with other metals, makes the material superconducting, has a medium grain refinement effect, an aggregating action to improvement of mechanical strength. In this study it will be proposed to add [0.16]%Nb to the Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg, casting in “U” metal shell evaluating the behavior of the heat resistance according to COPEL protocol (Companhia Paranaense de Energia Elétrica), mechanical, electrical resistance and microstructural characterization.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação das Ligas de Alumínio	31
Tabela 2 - Propriedades e Aplicações das Ligas de Alumínio	33
Tabela 3 Resultados obtidos na análise química liga para REF.	54
Tabela 4 Referência de valores aceitáveis para ligas 6xxx de acordo com a Alumínio association.	54
Tabela 5 Parâmetros obtidos para liga base+0,16Nb.	55
Tabela 6 Resultados obtidos para condutividade da liga REF sem tratamento.	57
Tabela 7 Resultados do alongamento da liga REF.	58
Tabela 8 Resultados numéricos LRT liga REF.	59
Tabela 9 Valores de LRT para a liga REF, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.	61
Tabela 10 Resultados comparativos do alongamento antes e depois do teste de termoresistividade.....	63
Tabela 11 Diâmetro médio obtidos dos <i>dimples</i> para o fio Ø=3,00mm para liga REF STT e TT a 230°C/1h.	63
Tabela 12 Resultados da Condutividade obtidos para liga REF+0,16%Nb STT e TT.	65
Tabela 13 Resultados para o alongamento REF+0,16%Nb	66
Tabela 14 Valores de LRT para liga modificada REF+0,16Nb.	67
Tabela 15 Valores de LRT para a liga REF+0,16%Nb, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros 2,7mm e 3,0mm.....	69
Tabela 16 Diâmetro médio dos <i>dimples</i> para liga REF+0,16%Nb STT e TT.....	70
Tabela 17 Resultado obtidos para os <i>dimples</i> para as ligas REF e REF+0,16%Nb nas condições STT e TT à 230°C/1h.....	79

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Macroestrutura pós solidificação	20
Figura 2 Grãos após trefilação/laminação a frio.....	22
Figura 3 - Localização dos Centros de Produção no Brasil.....	24
Figura 4 Diagrama de Equilíbrio Fe-Al	26
Figura 5 Diagrama de equilíbrio Al-Nb.	30
Figura 6 Ampliação da parte descendente diagrama Al-Nb.....	30
Figura 7 7a) Balança 1; 7b) Balança 2; 7c) Cadinho.....	44
Figura 8 Conquilha metálica em U.....	45
Figura 9 Vazamento da Liga	46
Figura 10 Fluxograma de processos.	Erro! Indicador não definido.
Figura 11 Lingote solidificado e características geométricas.....	47
Figura 12 Laminadoras (Fonte: GPMAT).....	47
Figura 13 Equipamento de espectroscopia ótica.	48
Figura 14 Vazamento da amostra testemunho	48
Figura 15 Politriz GPMAT (Fonte: Autor Arquivo pessoal, 2020)	49
Figura 16 Multiohmímetro usado no experimento.....	50
Figura 17 Máquina de tração KRATOS.....	51
Figura 18 Leitura dos diâmetros dos dimples feito com software ImageJ Liga REF.	52
Figura 19 Macroestrutura das ligas. (19a) Liga base referência; (19b) Al- 0,16%Nb.	55
Figura 20 Sistema Al-Nb, trecho descendente da porção rica em Alumínio.	56
Figura 21 Comparação dos resultados da condutividade obtidos para REF antes do tratamento e pós tratamento nas temperaturas 230°C e 280°C.	57
Figura 22 Valores alongamento REF.	58
Figura 23 Valores de LRT obtidos para liga de referência para REF.	60
Figura 24 Gráfico de resultados Valores de LRT para a liga REF, segundo procedimentos norma COPEL.	61
Figura 25 Comparativo entre LRT, microcavidades e perda percentual de LRT para liga REF STT e TT a 230°C/1h.....	62
Figura 26 Gráfico comparativo do alongamento pós teste de termoresistividade.....	62
Figura 27 Comparativo do Tamanho do <i>dimples</i> para o fio Ø=3,00mm para liga REF STT e TT a 230°C/1h.	64

Figura 28 Superfície da topografia da fratura. a) Liga REF STT; b) Liga REF TT 230°C/1h.	64
Figura 29 Gráfico comparativos dos resultados de condutividade da Liga REF+0,16%Nb sem tratamento e com tratamento.	65
Figura 30 Análise gráficas para os resultados de alongamento para Liga REF+0,16%Nb STT e com TT 230°C/1h.....	67
Figura 31 Plotagem dos resultados obtidos no ensaio de LRT para REF+0,16%Nb.....	68
Figura 32 Gráfico de resultados Valores de LRT para a liga REF+0,16%Nb, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.....	69
Figura 33 Gráfico comparativo perda percentual de LRT e microestrutura da ruptura	70
Figura 34 Diagrama comparativo do diâmetro médio do <i>dimples</i> para liga REF+0,16%Nb STT e TT à 230°C/1h.....	71
Figura 35 Micrografia da fratura. a) Liga REF+0,16%Nb STT; b) Liga REF+0,16%Nb TT.	71
Figura 36 Comparação da condutividade entre REF e RE+0,16Nb.....	72
Figura 37 Comparação do LRT para as ligas REF e REF+16%Nb.	74
Figura 38 Comparação dos valores de alongamento para REF e REF0,16%Nb.	74
Figura 39 Resultados da termoresistividade para as ligas REF antes da termoresistividade e após tratamento térmico (TT) a 230°C, conforme protocolo COPEL.	76
Figura 40 Gráfico Comparativo LTR REF+0,16%Nb pré teste de termoresistividade e pós Teste.	76
Figura 41 Resultados do alongamento para REF Antes e depois do teste de termoresistividade.	77
Figura 42 Resultados do alongamento para REF+0,16%Nb Antes e depois do teste de termoresistividade.....	77
Figura 43 Comparação da perda de LRT após teste de termoresistividade. (39a) Perdas para liga REF; (39b) Perdas para liga REF+0,16%Nb.....	78
Figura 44 Diagrama comparativo da média ϕ do <i>dimples</i> para o cabo de 3,0mm para todas as ligas analisadas.	79
Figura 45 Fratografia das ligas REF e REF+0,16%Nb. 39a) REF STT; 39b) REF TT 230°C/1h; 39c) REF+0,16%Nb STT; 39d) REF+0,16%Nb TT 230°C/1h.....	80
Figura 46 Condutividade REF após teste de termoresistividade.....	81
Figura 47 Condutividade do Fio 3,00m para REF antes e pós teste de termoresistividade. ...	82
Figura 48 Condutividade elétrica de REF+0,16%Nb após teste de termoresistividade.....	82

Figura 49 Condutividade do Fio 3,00m para liga modificada antes e pós teste de termoresistividade.....	83
Figura 50 Comparativo entre valores de condutividade para o fio de 3,0mm entres ligas REF e REF+0,16%Nb antes e depois do teste de termoresistividade	84

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
1.1. Objetivos.....	18
1.1.1. Objetivo geral.....	18
1.1.2. Objetivos específicos.....	18
2. REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO	19
2.1. Produtos da solidificação	19
2.1.1. Resfriamento e solidificação	19
2.2. Conformação.....	20
2.2.1. Trabalho a Frio.....	21
2.3. Ligas de Alumínio.....	22
2.3.1. O Alumínio	22
2.3.2. Elementos de Liga.....	24
2.3.3. Elementos de Liga nas Ligas de Alumínio	25
2.3.3.1. Efeito do Ferro nas ligas	26
2.3.3.2. Efeito do Cobre nas ligas	27
2.3.3.3. Efeito do Magnésio nas ligas.....	27
2.3.3.4. Efeito do Silício nas ligas.....	28
2.3.3.5. Nióbio como Elemento de Liga.....	29
2.3.4. Ligas Metálicas de Alumínio	31
2.3.5. Liga de Alumínio Série 6000.....	33
2.3.6. Ligas de Alumínio Termo Resistente	35
2.4. Ensaios e Procedimentos para Avaliação de Propriedades dos Materiais	37
2.4.1. Ensaio de Tração	37
2.4.1.1. Fratografia	38
2.4.2. Ensaio de Caracterização Química	40
2.4.3. Avaliação da Condutividade Elétrica	41

2.4.4.	Procedimento de Tratamento Térmico	42
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1.	Procedimentos de Preparação da liga.....	44
3.2.	Composição Química e preparação das amostras	47
3.3.	Análise micro e macroestrutural.....	48
3.4.	Caracterização elétrica.....	49
3.5.	Caracterização mecânica	51
3.6.	Ensaio de Termoresistividade.....	52
4.	RESULTADOS	54
4.1.	Caracterização química e macroscópica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com teor de [0,16]Nb.	54
4.1.1.	Análise Química.....	54
4.2.	Microestrutura das ligas sem deformação	55
4.3.	Caracterização das propriedades liga de referência Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg (REF).	56
4.3.1.	Caracterização das propriedades elétricas liga REF.	56
4.3.2.	Ductilidade liga REF.	58
4.3.3.	Limite de resistência a tração (LRT) liga REF	59
4.3.4.	Caracterização Termoresistente REF com referência a norma COPEL.....	60
4.3.4.1.	Fratografia liga REF	63
4.4.	Caracterização das propriedades da liga modificada com Nióbio.....	65
4.4.1.	Caracterização das propriedades elétricas REF+0,16%Nb	65
4.4.2.	Ductilidade Liga REF + 0,16%Nb.	66
4.4.3.	Limite de resistência a tração (LRT) REF+ 0,16%Nb.....	67
4.4.4.	Termoresistividade da liga REF+0,16%Nb	68
4.4.4.1.	Fratografia	70
4.5.	Comparação dos resultados das Ligas.....	72
4.5.1.	Condutividade Elétrica	72

4.5.2.	Comparação entre a Ductilidade e LRT para REF e REF+0,16%Nb	73
4.5.3.	Comparação entre os resultados do termoresistividade das ligas.....	75
4.5.3.1.	Fratografia comparativa.....	79
4.6.	Análise da condutividade após aquecimento.	80
4.6.1.	Efeitos na condutividade em decorrência do teste de termoresistividade.....	80
4.6.1.1.	Efeitos na condutividade elétrica da liga REF.....	81
4.6.1.2.	Efeitos na condutividade elétrica da liga REF+0,16%Nb.	82
4.6.1.3.	Comparativo entre os efeitos na condutividade elétrica nas ligas REF e REF+0,16%Nb.....	83
5.	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	85
6.	TRABALHOS FUTUROS.....	87
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	88
8.	LEITURAS RECOMENDADAS	98

1. INTRODUÇÃO

Devido ao pleito energético e aumento do uso de aparelhos eletrônicos a necessidade de criar materiais com boa condutividade elétrica e boa resistência mecânica tem demandado da indústria inovações que vão ao encontro das necessidades que o material oferta para esta aplicação.

Neste contexto, as ligas de alumínio da série 6xxx, especificamente a 6201 e a 6101 integrantes do grupo termicamente tratável, constituídas basicamente de alumínio (Al), magnésio (Mg) e silício (Si) tem sido modificada para aplicações, na produção de cabos de rede de transmissão de energia elétrica e tratadas termicamente para melhorar a sua resistência a deformação elástica (QI; LAPOVOK; ESTRIN, 2016a; ZHANG et al., 2018).

O Brasil detém as maiores reservas mundiais de nióbio, seguido pelo Canadá e Austrália. As reservas medidas de nióbio (Nb_2O_5) aprovadas pelo Departamento Nacional de Produção Mineral (DNPM) e contabilizadas totalizaram 842.460.000 toneladas (AGÊNCIA NACIONAL DE MINERAÇÃO, 2017). O nióbio é um dos metais que mais resistem à corrosão, principalmente em meios ácidos e metais alcalino fundidos (DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL, 2013), com potencial de refinar grãos e melhorar as características de fabricação e condutividade elétrica (CLYNE et al., 1978; BOLZONI; NOWAK; HARI BABU, 2015a).

Poucos são as propostas científicas voltados para aplicação de ligas com nióbio na base alumínio, desta forma, este trabalho tem como objetivo combinar o potencial condutor do Alumínio com as propriedades que o nióbio confere como elemento dopante. A liga base Al-0,05%Cu-[0,35-0,45]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg será modificada com teores de [0,16]%Nb, em percentual de massa, para avaliar os efeitos causados por ele nas propriedades mecânicas, elétricas e macroestruturais.

1.1. Objetivos

1.1.1. Objetivo geral

Avaliação da resistência elétrica e Mecânica da liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg modificada com [0,16]%Nb.

1.1.2. Objetivos específicos

- I. Caracterizar a liga base quimicamente pertencente a liga da série 6xxx;
- II. Investigar o comportamento macroestrutural das liga de referência e da liga modificada;
- III. Avaliar o comportamento elétrico e mecânico das ligas após deformação a frio;
- IV. Analisar a topografia da fratura das ligas sem tratamento térmico (STT) e TT;
- V. Avaliar o comportamento mecânico das ligas após deformação a frio e teste de termoresistividade;
- VI. Avaliar efeitos na condutividade ocasionados pelo processo de recuperação estática, pós aquecimento das amostras.

2. REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO

Esta seção tem como finalidade realizar um breve resumo do extenso panorama de trabalhos realizados na área das ligas metálicas, além de esmiuçar o embasamento teórico necessário para o entendimento do presente trabalho.

2.1. Produtos da solidificação

Os processos de solidificação e sua dinâmica é descrito na literatura por equações matemáticas complexas com operadores e cálculos diferenciais que não cabem ser discutidos neste trabalho (KERR; KURZ, 1996; DAVIS, 2001; GARCIA, 2007; BOUSSINOT et al., 2014). Contudo, é importante destacar algumas fenomenologias físicas e estruturais decorrentes da solidificação.

2.1.1. Resfriamento e solidificação

A solidificação em metais puros e ligas metálicas ocorre de forma análoga, contudo, estas últimas por possuírem elementos dopantes em sua composição, também denominados impurezas, tem os pontos de fusão e solidificação determinados por meio de um diagrama de fases, no qual, é indicada a curva *Liquidus* e *Sólidus* (GARCIA, 2007).

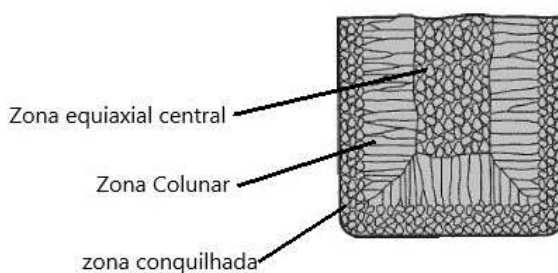
Garcia (2007) e Groover (2010) descrevem que no processo de fabricação podem ser observadas três regiões pós solidificação, em uma operação de fundição de lingotes metálicos pode-se descrever a estrutura bruta macroestrutural obtida na solidificação. Quando o metal vazado, no estado líquido, entra em contato com a superfície do molde é rapidamente resfriando nucleando grãos finos e aleatórios na interface metal/molde. Essa camada concentra-se na superfície do lingote e é denominada zona conchilhada, basicamente composta por grãos equiaxiais.

A existência e a espessura dessa região dependem de vários fatores como tipo de material utilizado no molde e a capacidade de transferência de calor entre metal/molde, temperatura de vazamento do líquido, a quantidade de soluto presente no momento da transformação. Inicialmente, após o vazamento, a nucleação não ocorre no centro do lingote, pois o metal no interior do lingote encontra-se a uma temperatura superior a *líquidus*, portanto a solidificação ocorre primordialmente apenas na área super-resfriada próxima a parede do molde.

Com o prosseguimento do resfriamento a nucleação dendrítica ocorre distanciando-se da parede do molde, grãos podem crescer em uma orientação perpendicular ao molde, eles assemelham-se a colunas ou agulhas denominando assim a região de zona colunar. Isto ocorre porquê o calor latente, responsável pela solidificação, fluirá na direção da parede da conquinha favorecendo a solidificação dos grãos orientados ortogonalmente a parede do molde.

O crescimento colunar pode ser bloqueado em direção ao centro do lingote por crescimento de grãos equiaxiais na região central, assim, dando origem a zona equiaxial central. Esta região pode ser formada por alguns fatores: de resfriamento onde observa-se trocas significativas de calor por irradiação e o líquido, no centro do lingote, atinge temperaturas abaixo da *líquidus*, de efeitos térmicos causados por sua constituição, isto é, por impurezas que constituem a liga. Toda essa estrutura pode ser observada na Figura 1.

Figura 1– Macroestrutura pós solidificação



Fonte: Adaptado de Groover (2010).

Microscopicamente a composição química varia entre os grãos, isso ocorre por causa da nucleação inicial concentra uma maior proporção de elementos de liga. Macroscopicamente a composição química varia ao longo de todo vazamento ocorrendo uma dissociação ao longo da seção transversal do lingote a superfície próxima ao molde tende a concentrar mais componentes que nas outras partes da liga (GROOVER, 2010).

2.2. Conformação

O beneficiamento das ligas metálicas pode ser realizado por diversos tipos de conformação, como por exemplo: forjamento, laminação, trefilação, entre outros. O trabalho no fundido pode ser feito a quente ou a frio, com temperatura $0,5T_f$ acima (T_f =temperatura de fusão) e $0,5T_f$ abaixo, respectivamente.

Parte da energia nos processos de conformação a frio, são armazenadas internamente no material (tensões internas) como energia de deformação ou defeitos cristalinos, a outra parte é dissipada em forma de calor.

Neste processo ocorrem mudanças físicas e estruturais no material que resultam em alterações das propriedades mecânicas, químicas e elétricas (ÇETINARSLAN, 2009; CHEN et al., 2020). Tudo depende, também, do estado inicial da microestrutura e do grau de deformação ao qual a liga metálica é submetida.

2.2.1. Trabalho a Frio

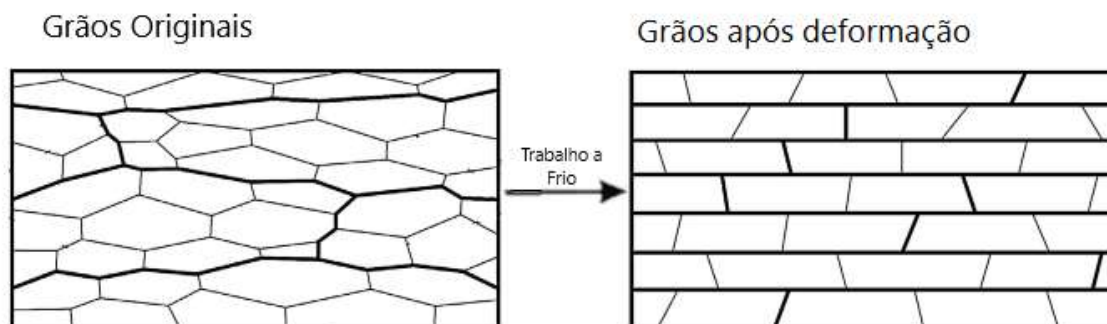
Segundo Sakai et al. (2014) trabalho a frio é considerado procedimento de deformação plástica severa (SPD¹, tradução nossa), no qual leva a alteração da microestrutura que, dependendo do grau de deformação, que altera os alinhamento das bandas de transição, limites de grão, sublimites e a disposição em camadas.

Estudos recentes (SAKAI et al., 2014; MISHRA; RAO; MURTHY, 2018; CHEN et al., 2020) tem mostrado que a deformação plástica a temperatura ambiente ou baixas temperaturas aumentam a resistência a tração, dureza por maior movimentação dos defeitos, microestrutura mais refinada com grãos nanodizados, aumento de tensões internas. Resultam ainda em grãos alongados e orientados na direção da laminação (ver Figura 2).

O fenômeno de recuperação dinâmica, embora esteja associado ao trabalho a quente, pode ser observado no trabalho a frio. Após a deformação são criadas altas densidades de vacâncias pelo deslocamento dos defeitos, assim, nucleando novos grãos e alterando o limite entre eles (SAKAI; JONAS, 2001b). Se as tensões são intensificadas o ângulo limite entre os grãos diminui aproximando as células/subgrão que subdividem-se gerando novos grãos, caracterizando o fenômeno de recuperação dinâmica geométrica.

¹ “Severe Plastic Deformation”

Figura 2 Grãos após trefilação/laminação a frio.



Fonte: Adaptado de Sakai (2014).

2.3. Ligas de Alumínio

2.3.1. O Alumínio

O alumínio e suas ligas são conhecidos e utilizados há mais de um século, mas ainda são considerados materiais com potencial valioso para o futuro (RASHED; BAZLUR RASHID, 2017). Suas propriedades atraentes em termos de força específica e resistência à corrosão, combinado com um excelente potencial para reciclagem, o que os torna atraentes para inúmeras aplicações (REMØE et al., 2017a)

O alumínio é um dos elementos metálicos mais abundante, compreendendo 1/12 da crosta terrestre. No entanto, nunca é encontrado na natureza como um metal elementar, mas apenas combinado com oxigênio e outros elementos. O alumínio é uma das matérias-primas mais comuns na indústria moderna devido ao seu baixo preço, durabilidade e trabalhabilidade.

O metal de alumínio tem uma aparência atraente brilhante e é altamente reflexivo. Possui estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (CFC), estrutura celular e uma temperatura de fusão baixa de $\sim 660^{\circ}\text{C}$. Em seu estado puro o alumínio é bastante macio e dúctil; tem uma baixa densidade de $2,7\text{ g/cm}^3$, que representa apenas um terço da densidade do aço. Tem um alto relação resistência/peso, o que combinado às suas demais características torna este material estratégico para o uso em diversas finalidades e setores da engenharia e metalurgia (SANTOS et al., 2016; SCHAFFER; SERCOMBE; LUMLEY, 2001).

Conforme afirmado anteriormente, o alumínio possui uma alta relação resistência/peso combinada com excelente condutividade térmica e boa resistência à corrosão (ASHKENAZI, 2019a). Portanto, este é um material atraente para muitas aplicações, incluindo transporte, indústrias elétrica e de embalagens, arquitetura e indústrias alimentícias. É também um metal

reciclável, que fornece vantagens ambientais e econômicas (RABINOVICH, 2013a). O uso comercial de alumínio começou no final de século XIX e continua a crescer hoje com o desenvolvimento de novas ligas de alumínio avançadas (BUFFINGTON, 2012a).

Hekkert et al. (2007) afirma que do ponto de vista cultural, o alumínio é considerado um símbolo da modernidade. As aplicações atuais do alumínio incluem novas opções, como impressão 3D (YU et al., 2016a), materiais compósitos, nano tubos, dispositivos de biomedicina e usos aeroespaciais.

Além disso, o alumínio é um material não-ferromagnético metálico, o que o torna atraente tanto no setor elétrico quanto indústrias eletrônicas. Possui alta resistência à fadiga e é um excelente condutor de eletricidade e calor (SANTOS et al., 2016; CHI et al., 2018).

Atualmente, a Austrália é o maior produtor de bauxita. Grandes quantidades de bauxita também são produzidos hoje na China, Guiné, Brasil, Índia e Jamaica (XUE et al., 2016). Embora o Brasil obtenha vantagens competitivas primordiais, como alta qualidade bauxita e energia limpa e renovável, para produzir alumínio e alavancagem o avanço de uma cadeia diversificada de fabricação e alto valor agregado, o país perdeu competitividade. O custo elevado de energia é a principal causa por trás desse contexto devido à fatores macroeconômicos, deveres crescentes e falta de uma política de longo prazo para o setor (ABAL, 2017).

No que concerne ao cenário da produção de alumínio no Brasil, observa-se na Figura 3 a localização dos principais centros de produção segundo a Associação Brasileira do Alumínio (ABAL).

Figura 3 - Localização dos Centros de Produção no Brasil



Fonte: (ABAL, 2017).

2.3.2. Elementos de Liga

O estudo dos elementos de liga têm sido extensivamente amplificados ao longo dos anos (BOLZONI; NOWAK; HARI BABU, 2015b; MARIA L. MONTERO-SISTIAGA et al., 2016; CUI et al., 2017a). Estes elementos são conhecidos como uma das maneiras pelas quais a composição e a microestrutura de um determinado material podem ser adaptadas, fato este que acarreta modificações e melhoras na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas desses materiais. (ZHOU; ZHENG, 2015; POURALIAKBAR; JANDAGHI; KHALAJ, 2017).

A adição de elementos de liga ao aço pode modificar a organização e as propriedades do material, haja vista que estes elementos ocasionam mudanças dos efeitos na matriz (MA et al., 2017). Os elementos mais comuns utilizados em ligas incluem manganês, cobre, níquel, zinco molibdênio e cromo, elementos adicionados principalmente para controlar a microestrutura da matriz, tendo apenas um pequeno efeito sobre a microestrutura de solidificação (GROOVER, 2010)

Os elementos de liga, segundo Haasen (1996), Ryen et al. (2006) e Zhao, Slagsvold e Holmedal (2012), influenciam na geração e na mobilidade de deslocamentos através de sólidos

reforço, na solução e no arraste do soluto, na formação de endurecimento e precipitado e no comportamento de recristalização

Remøe et al. (2017), Lloyd (2003) e Westermann et al. (2014) afirmam que estes mecanismos, quando utilizados para endurecimento, afetam a ductilidade de diferentes maneiras, sendo que esta geralmente diminui com o aumento da força. Stadler et al. (2013) afirma que, nos últimos anos, várias investigações são realizadas com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas de ligas metálicas.

2.3.3. Elementos de Liga nas Ligas de Alumínio

Os elementos de liga quando adicionados às ligas de alumínio podem produzir efeitos de endurecimento por precipitação (endurecimento por envelhecimento), endurecimento por solução sólida, fortalecimento por dispersão, refino de grãos, modificação de fases metálicas e intermetálicas, supressão do crescimento de grãos a temperaturas elevadas (por exemplo, durante o recozimento), alteração na propriedades elétricas, alteração na temperatura de recristalização, resistência ao desgaste e outras propriedades tribológicas (KARABAY, 2006a; ZENG et al., 2015a).

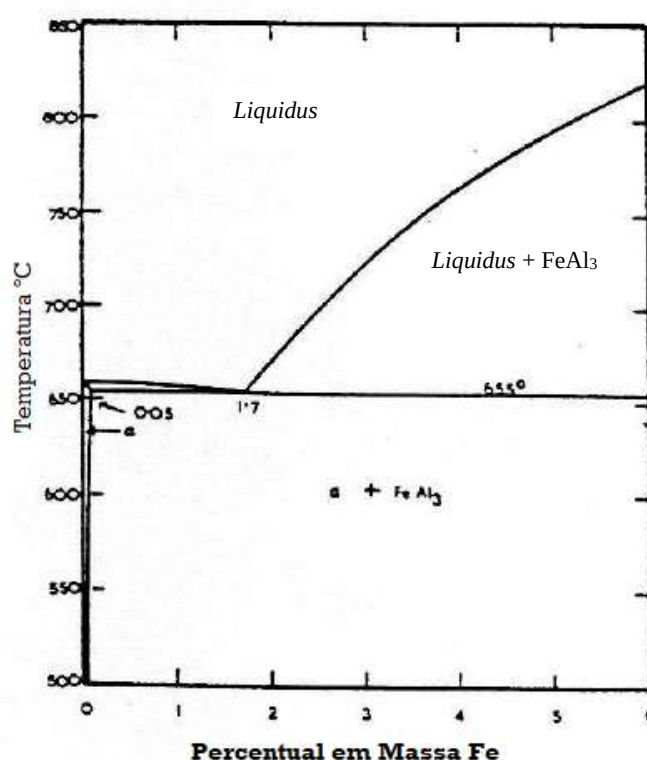
As ligas de alumínio estão sendo amplamente utilizadas em várias aplicações de engenharia (SU; YOUNG, 2019a). O uso de Alumínio puro, embora possuindo boas propriedades, como a mais alta condutividade elétrica (~ 62% IACS) entre os materiais, Al é limitado devido à sua baixa resistência mecânica (LIU et al., 2015a).

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, 2003a). No entanto, também tem algum limite, porque a característica intrínseca de compostos intermetálicos pode reduzir as propriedades em altas temperaturas (JUNG et al., 2017). Tem-se como exemplo disso o caso de na liga Al-Si-Mg-Fe, as fases intermetálicas quebradiças, incluindo os precipitados β - (Al_5FeSi) e α - (Al_5FeSi), são instável e vão depender diretamente da quantidade dos elementos de liga e da taxa de resfriamento (GARCÍA-GARCÍA; ESPINOZA-CUADRA; MANCHA-MOLINAR, 2007a).

2.3.3.1. Efeito do Ferro nas ligas

O ferro é a impureza mais comumente encontrada no alumínio. Para a maioria das ligas de alumínio a presença do ferro é prejudicial às propriedades mecânicas, particularmente a ductilidade. O efeito prejudicial do ferro às ligas de Al é atribuído à sua baixa solubilidade em equilíbrio (ver Figura 4) na solução sólida fase α -Al ($<0,04$ %), e a forte tendência para a formação de compostos intermetálicos contendo ferro (MONDOLFO, 2013).

Figura 4 Diagrama de Equilíbrio Fe-Al



Fonte: adaptado de Philips (1959)

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). Quando cristalizam esses compostos, em particular, como fases primárias durante a solidificação, eles são propensos a crescimento em agulhas longas/placas, que são extremamente prejudiciais para a resistência e ductilidade (ASM INTERNATIONAL, 1990).

Por causa da limitada solubilidade, o ferro é usado em condutores elétricos com o objetivo de aumentar a resistência mecânica da liga e melhorar moderadamente suas características de fluência a altas temperaturas. Aumenta a força devido à formação de intermetálicos Al-Fe. O ferro reage com o alumínio formando uma série de fases intermetálicas,

das quais as mais comuns são: FeAl_3 , FeMnAl_6 e $\alpha\text{-AlFeSi}$. Estas fases essencialmente insolúveis são responsáveis por melhorias na resistência da liga, especialmente a temperaturas elevadas. (KAUFMAN; ROOY, 2004)

2.3.3.2. Efeito do Cobre nas ligas

No que concerne aos efeitos do cobre em ligas de alumínio, tem-se que este é caracterizado por aumentar a resistência à tração, resistência à fadiga e dureza das ligas devido ao efeito do endurecimento da solução sólida; permitir o fortalecimento das ligas por tratamento térmico de endurecimento por precipitação; diminuir a ductilidade das ligas e diminuir a resistência à corrosão (CÁCERES; SVENSSON; TAYLOR, 2003a).

O cobre é um elemento metálico que pode ser utilizado em diversas aplicações, pode ser utilizado puro ou em ligas com outros metais. 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. Em adição, o cobre reduz a resistência ao rasgamento a quente e eleva o potencial para contração interdendrítica (KAUFMAN; ROOY, 2004).

2.3.3.3. Efeito do Magnésio nas ligas

No que tange aos efeitos do magnésio em ligas de alumínio, tem-se que este caracteriza-se por fortalecer e endurecer as ligas pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida sem diminuição considerável da ductilidade.

Concomitantemente a isso, tem-se que este, quando em combinação com silício ou zinco, permite fortalecer as ligas por tratamento térmico por endurecimento por precipitação (ligas de alumínio-magnésio-silício trabalhadas (6xxx), ligas de alumínio-zinco-magnésio forjadas (7xxx), liga de alumínio fundida 356,0, liga de alumínio fundida 713,0).

O magnésio é um dos poucos elementos com alta solubilidade sólida em alumínio, sendo seu equilíbrio em torno de 15% a 450°C, embora esta solubilidade aproxime-se de zero a 20°C. O equilíbrio de fases do binário Al-Mg oferece bom potencial para endurecimento por precipitação, contudo o efeito de tais precipitados é pequeno. Consequentemente o efeito

primário resultante das adições de magnésio no alumínio será o endurecimento por solução sólida (metaestável) (KAUFMAN; ROOY, 2004).

A presença de magnésio reduz sensivelmente a densidade da liga ($2,65 \text{ g/cm}^3$) e reduz a energia de falha de empilhamento no alumínio, o que causa 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. Ligas com teores de magnésio da ordem de 4% normalmente não formam Mg_2Al_3 , apesar de que ele pode precipitar-se nos contornos de grão se o metal for mantido a temperaturas de 120°C a 200°C , o que pode causar corrosão intergranular (KAUFMAN; ROOY, 2004).

A interação com outros elementos de liga, em especial o silício, combinados por condições de temperatura de resfriamento na fundição ou tratamento térmico podem ocasionar a formação de fase metaestável de Mg_2Si . Este, beneficiar no aumento da resistência mecânica, contudo o excesso causa o endurecimento do material e consequente fragilidade (BELOV; ESKIN; AKSENOV, 2005b).

2.3.3.4. Efeito do Silício nas ligas

O silício é um dos componentes de impureza mais encontrados nas ligas comerciais de alumínio, é também um dos mais abundantes da crosta terrestre (47% da crosta terrestre). Ele pode ser aplicado em conjunto com outros elementos como magnésio, ferro, cobre (LIU et al., 2015a; ŠKOLÁKOVÁ et al., 2016).

Utilizado em conjunto com elementos de transição, influência na temperatura de recristalização formando fases termicamente estáveis impedindo o crescimento do grão, assim, melhora a resistência mecânica, também reduz o peso específico da liga em até 5%, em relação a densidade do material puro (CAI et al., 2015; ZHAO et al., 2015a; ŠKOLÁKOVÁ et al., 2016).

O alto teor de Si em ligas de Al-Si (para alumínios de alta pureza), tem como consequência a fragilização do metal, resultando em um material de baixa ductilidade e alta dureza e baixa condutividade, resistente a altas temperaturas, por conta da grande quantidade de dispersóides não solubilizados na matriz (CAI et al., 2015; ZHAO et al., 2016c).

2.3.3.5. Nióbio como Elemento de Liga

O nióbio tem muitos usos em vários setores industriais e tecnológicos (ALVES; COUTINHO, 2019a). 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, 2009a).

Devido ao seu alto ponto de fusão, o Nb é utilizado na produção de materiais estruturais sólidos, como 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 na indústrias nuclear e eletrônica (PURCELL et al., 2018a).

Geralmente quando combinado com ligas de Alumínio, forma compostos intermetálicos como Al_3Nb , AlNb_2 e AlNb_3 , quando sofre rápida solidificação, possui um poder de refino dos grãos, aumenta a resistência a corrosão da liga, melhora a ductilidade e a condutividade haja vista o trialumineto de nióbio ser considerado um composto meta estável supercondutor (LIU et al., 2014; BOLZONI; NOWAK; HARI BABU, 2015b; SINA; IYENGAR, 2015; MONDOL et al., 2018).

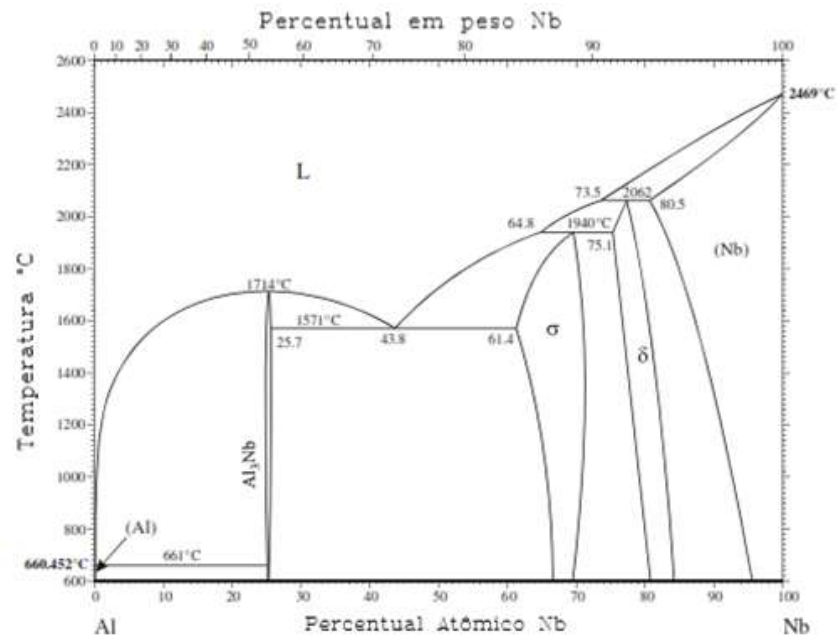
Diversos autores (ZHAO et al., 2003; AUDEBERT; GALANO; SAPORITI, 2014; BOLZONI; NOWAK; HARI BABU, 2015a; LIU et al., 2015a; JIANG et al., 2019) tem estudado os efeitos dos trialuminetos na resistência mecânica, condutividade, condição de equilíbrio do material entre outras propriedade que eles podem conferir as ligas de alumínio, assim como as propriedade isoladas que este material tem.

A Figura 5 apresenta o diagrama binário de equilíbrio para o Al-Nb. As principais fases encontradas são o Nb_3Al , Nb_2Al e o NbAl_3 . NbAl_3 é uma estrutura tetragonal de face centrada de baixa densidade, boa resistência mecânica e química com ponto de fusão de 1680°C (MITSUI et al., 1994; LOCCI et al., 2007; SHABALIN, 2014; AYBEY et al., 2017). Na parte descende do diagrama, Figura 6, denominada parte rica em Al (com $>99\%\text{Al}$) com concentrações entre 0,1% a 0,5% o NbAl_3 ocorre por reação peritética a temperaturas de $660 \pm 1^\circ\text{C}$ e 700°C a 1000°C (AUDEBERT; GALANO; SAPORITI, 2014; SINA; IYENGAR, 2015).

O Nb_2Al e Nb_3Al são formados periteticamente as respectivas temperaturas 1940°C e 2060°C . A solubilidade máxima do Nb no Al é de 21,5-23% na temperatura de 1950°C - 2060°C , com decaimento da temperatura o a solubilização do Nb no Al diminui drasticamente ente 0,1-

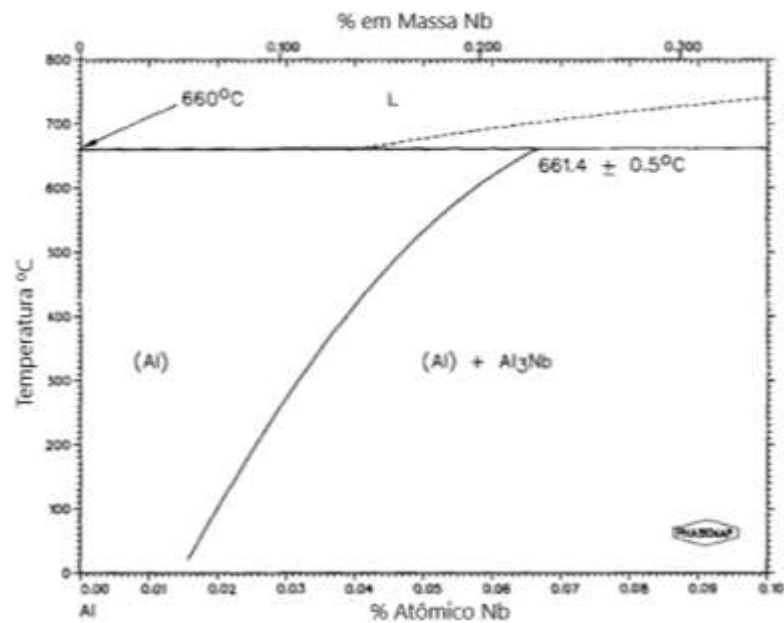
0,5% para temperaturas iguais ou maiores que 1000°C e 0,1 a 0,3 entre 300°C e 800°C (SHABALIN, 2014).

Figura 5 Diagrama de equilíbrio Al-Nb.



Fonte: adaptado de Elliott e Shunk,(1981).

Figura 6 Ampliação da parte descendente diagrama Al-Nb.



Fonte: adaptado de Elliott e Shunk, (1981)

2.3.4. Ligas Metálicas de Alumínio

As ligas metálicas comerciais de alumínio estão presentes na sociedade desde o século 20, quando foi criada a primeira liga comercial de alumínio, que consistiu na Al-Mg-Si (51S), desenvolvida em 1921. A liga de alumínio comercial 61S (6061) tratável pelo calor, com resistência média e boa resistência à corrosão foi introduzida em 1935 (ASHKENAZI, 2019a). A liga 6061 Al era popular nas primeiras aplicações ferroviárias e marítimas com base na sua resistência à corrosão, mesmo após a soldagem, e é ainda hoje usado para várias aplicações, incluindo automotivas e caminhões rodas e eixos de acionamento automotivo (SANDERS, 2001a). No início dos anos 60, o alumínio tornou-se o metal não ferroso mais utilizado no mundo (RABINOVICH, 2013a).

Para classificar as ligas fundidas e viáveis, as designações numéricas foram sugeridas pela Associação de Alumínio, conforme evidencia a Tabela 1 (MAZZOLANI, 2004a).

Tabela 1 - Classificação das Ligas de Alumínio

Série	Elemento de Liga Principal	Outros Elementos de Liga
1xxx	Alumínio Puro	-
2xxx	Cobre	Magnésio e Lítio
3xxx	Manganês	Magnésio
4xxx	Silício	-
5xxx	Magnésio	-
6xxx	Magnésio, silício e Níquel	Ferro e Cobre
7xxx	Zinco	Cu, Mg, Cr e Zr
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xxx	Não utilizado	-

Fonte: Adaptado de Mazzolani, (2004)

Na série 1xxx, a porcentagem de alumínio é alta (98,8-99,99% em peso de Al). As indústrias elétricas e de produtos químicos usam essa série devido a excelente resistência a corrosão e as boas condutividades elétricas e térmica (ASM INTERNATIONAL, 1990).

As ligas da série 2xxx são geralmente produzidas como perfis, chapas e tubos. Basicamente, as ligas da série 2xxx são usadas na indústria aeronáutica com rebites conexões. Como a resistência à corrosão dessas ligas não é muito bom, é essencial protegê-los quando usados em ambientes agressivos.

No que concerne às ligas da série 3xxx, estas não podem ser tratadas termicamente, porém elas apresentam resistência ligeiramente superior à série 1xxx, com alta ductilidade, que permite processos de conformação a frio para aumentar sua resistência. As ligas da série 3xxx têm boa resistência à corrosão; e elas são usadas como painéis e folhas trapezoidais para sistemas de cobertura (MOKHTAR et al., 2015).

As propriedades das ligas da série 4xxx são relativamente semelhantes às da série 3xxx. Elas são usadas frequentemente para soldar fios (LONG; BOETTCHER; CRAWFORD, 2017a). No que concerne às propriedades mecânicas da série 5xxx, estas ligas podem ser aprimoradas trabalhando a frio para valores mais altos do que aqueles correspondente às séries 1xxx, 3xxx e 4xxx.

As propriedades mecânicas das ligas da série 6xxx podem ser aumentadas por tratamento térmico. As ligas da série 6xxx são adequadas principalmente para extrusão e são usadas em estruturas soldadas, bem como conexões aparafusadas e rebitadas (MURR, 2018).

As ligas da série 7xxx são produzidas sob a forma de laminados e extrudados tratados termicamente perfis. As ligas da série 7xxx têm boa resistência à corrosão e elas são usadas para aplicações estruturais. As ligas da série 8xxx são, de preferência, usadas como material para embalagem; no entanto hoje está ganhando mais aplicações na indústria da construção.

As ligas de alumínio do 2xxx, As séries 6xxx e 7xxx estão entre o grupo tratável pelo calor e as ligas de alumínio das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx estão entre as grupo de ligas mecanicamente viáveis (INGARAO et al., 2018a).

A Tabela 2 evidencia uma síntese das informações supracitadas, apresentando informações relativas às propriedades e aplicações da liga de alumínio de cada série, de acordo com informações de Byko (2000), Starke; Staley, (1996), Ashkenazi, (2019).

Tabela 2 - Propriedades e Aplicações das Ligas de Alumínio

Série	Elemento de Liga Principal	Propriedades	Aplicações
1xxx	Teor de alumínio entre 98,8 e 99,99% em peso	Excelente resistência à corrosão, boa resistência elétrica e condutividade térmica, boa trabalhabilidade.	Alumínio puro comercial (não tratável pelo calor), aplicações elétricas, cabos e tanques.
2xxx	Cobre (tratáveis termicamente)	Alta resistência e tenacidade. Pode ser reforçado por tratamento térmico em solução.	Aeronaves, capas de aeronaves, construções de aeronaves, câmara de foguetes, peças de satélite, vigas e placas de armadura.
3xxx	Manganês (não tratável pelo calor)	Boa trabalhabilidade combinada com força moderada	Utensílios de cozinha, latas de bebidas de alumínio, painéis e folhas trapezoidais para sistemas de cobertura.
4xxx	Silício (não tratável pelo calor)	Quantidades suficientes de silício reduzem o ponto de fusão do alumínio.	Materiais de enchimento para soldagem de ligas da série 6xxx para indústrias automotivas e aplicações estruturais.
5xxx	Magnésio (não tratável pelo calor)	Alta resistência, excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos e boa soldabilidade.	Chapas de alumínio, indústrias automotivas, aplicações marítimas, militares aplicações, vasos de pressão, tanques de armazenamento, construção civil aplicações, incluindo pontes.
6xxx	Magnésio e silício (tratáveis termicamente)	Alta resistência, boa soldabilidade, boa trabalhabilidade, e excelente resistência à corrosão.	Aeronaves, construções de aeronaves, construção de navios, aplicações militares, alumínio folhas, indústrias automotivas e aplicações estruturais.
7xxx	Zinco (tratáveis termicamente)	Resistência muito alta e boa tenacidade à fratura.	Aeronaves, aeronaves, aplicações automotivas, aplicações militares, construções, acessórios, engrenagens e eixos.
8xxx	Ferro e silício	Alta resistência, rigidez e boa conformabilidade	Aeronaves e aplicações militares
9xxx	Não utilizado	Força elevada.	Não usado atualmente.

Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019)

2.3.5. Liga de Alumínio Série 6000

Ao abordar especificadamente as ligas da série 6000, tem-se que estas são amplamente utilizadas na engenharia e estudadas pela 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.

Segundo Li et al. (2018a), as ligas de Al-Si caracterizam-se por serem amplamente utilizadas na fabricação de automóveis em virtude da sua baixa densidade, boa resistência e excelente desempenho de fundição, resistente ao desgaste e condutividade térmica. Vários motores, como o coração de um carro, estão sendo fabricados quase completamente pelas ligas de fundição do sistema Al-Si para reduzir seu peso (KAYODE; AKINLABI, 2019)

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 do trem de acionamento - 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, 2010a).

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 (L. et al., 2012).

As ligas Al-Mg-Si estão entre os alumínio mais amplamente utilizados ligas devido à sua combinação benéfica de custo e propriedades (REMØE et al., 2017a)

Park et al. (2015) avaliou o comportamento mecânico das ligas de alumínio, investigando-as em termos de quatro aspectos: temperatura, taxa de deformação, tipo de material e formato da fratura. Os materiais candidatos foram as ligas da série 5000 e 6000. Os resultados confirmaram que a resistência e a ductilidade das ligas de alumínio melhoraram com a diminuição da temperatura (PARK et al., 2015a).

Liu et al. (2007), 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. Yanaga et al. (2012) realizaram ensaios de tração biaxial em chapas de liga de alumínio da série 6000 com diferentes texturas de cubo de densidade usando amostras cruciformes.

Muitos outros estudos também se concentraram nas ligas de alumínio. Além disso, as ligas de alumínio têm sido amplamente estudadas experimentalmente à temperatura ambiente (DJAPIC OOSTERKAMP; IVANKOVIC; VENIZELOS, 2000a; CLAUSEN et al., 2004a; CHEN et al., 2009a).

Elsebaie et al. (2014) realizaram testes de impacto Charpy em amostras nas condições de fundição e tratamento térmico para avaliação da resistência ao impacto de ligas fundidas Al – Si – Cu – Mg – Fe. 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.

Remøe et al. (2017) avaliou os efeitos dos elementos de liga na ductilidade das ligas Al-Mg-Si. Foram realizadas experiências para documentar o efeito combinado de diferentes elementos de liga na microestrutura e no comportamento da tensão-deformação associado de ligas extrudadas de Al-Mg-Si, com ênfase especial na ductilidade das características de fratura.

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. 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.

Há um forte impulso na indústria para as ligas Al-Mg-Si de alta resistência com combinações aprimoradas de força e ductilidade (REMØE et al., 2017a). 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).

Observa-se, então, a ampla utilização de ligas de alumínio da série 6xxx por parte da comunidade científica. Outras análises e abordagens podem ser evidenciadas na literatura em Cui e 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 e Wells (2012), Du et al. (2017) e Kim et al. (2017).

2.3.6. Ligas de Alumínio Termo Resistente

Embora as ligas de alumínio possam ser feitas como excelentes condutores, suas aplicações nas indústrias de eletroeletrônicos geralmente são limitadas devido à sua resistência relativamente baixa (LIU et al., 2015a)

Mesmo com suas limitações, observa-se uma 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, 2014a). Para tanto, alta condutividade elétrica e alta resistência são necessários para estas aplicações.

No entanto, o uso de Al puro, embora possuindo a mais alta condutividade elétrica (~ 62% IACS, Internacional Padrão de Cobre Recozido, tradução nossa) entre os materiais Al, é limitado devido à sua baixa resistência, mesmo em estado endurecido pelo trabalho. 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 a resistência do Al, embora sacrificando, em parte considerável, sua condutividade elétrica (KARABAY, 2006a; ZENG et al., 2015a).

Nos últimos anos, esforços consideráveis foram feitos na comunidade aeroespacial para desenvolver ligas de alumínio resistentes a alta temperatura é capaz de competir com ligas de titânio com uma base de resistência específica.

Recentemente, a liga de alumínio foi reorientada como um material leve para automóveis, devido à sua superioridade em resistência ao peso, propriedades mecânicas, conformabilidade e mérito reciclável (CHOI et al., 2011a). 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 resistentencia ao calor, a alta temperatura, propriedades mecânicas e de fadiga (MILLER et al., 2000). Atualmente, a liga Al resistente ao calor mais comumente usada inclui A319 e A356 (EL SEBAIE et al., 2008; RAN; ZHOU; WANG, 2008; RINCON et al., 2009).

Ligas de alumínio forjado com resistência específica relativamente alta são amplamente utilizado para rotores de compressores radiais em turbocompressores de veículos (WALLACE et al., 2010; WALLACE; JACKSON; MIDSON, 2010). Os materiais para fabricação deve possuir excelente estabilidade térmica , ou seja, alta resistência a altas temperatura de trabalho (LI et al., 2018a) (YAMASAKI et al., 2019a).

Sabe-se, portanto, que as propriedades mecânicas das ligas de alumínio podem ser significativamente impactados pela temperatura (SU; YOUNG, 2019a). Tendo em vista isso, os engenheiros devem prestar atenção os comportamentos estruturais ao considerar as temperaturas acima 93 ° C (200 ° F).

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.

Su & Young (2019) sabendo que as propriedades do material das ligas de alumínio podem mudar significativamente em altas temperaturas, estudaram as propriedades mecânica liga de alumínio de força normal 6063-T5 e liga de alumínio de alta resistência 6061-T6 a elevadas temperaturas, de modo a analisar o comportamento das referidas ligas de alumínio.

2.4. Ensaio e Procedimentos para Avaliação de Propriedades dos Materiais

O comportamento estrutural dos membros da liga de alumínio é altamente depende de suas propriedades materiais. Para os projetos estruturais usando ligas de alumínio, as propriedades dos materiais de interesse particular são o rendimento tensão, a tensão final e as deformações correspondentes, bem como a Módulo de Young. Com o objetivo de investigar os comportamentos de deformabilidade estruturas de liga de alumínio sujeitas a situações de variação de temperatura, é necessário entender como as propriedades do material podem mudar quando o alumínio liga é exposto a altas temperaturas (MURASHKIN et al., 2016a).

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 fulcral 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.

2.4.1. Ensaio de Tração

O teste de tração é um processo destrutivo que fornece informações sobre a resistência à tração, resistência ao escoamento e ductilidade do material metálico. Ele mede a força necessária para romper uma amostra até que ponto a mesma estende-se ou alongar-se até o ponto de ruptura (SABA; JAWAID; SULTAN, 2019). Tais testes produzem diagramas de tensão-deformação usados para determinar o módulo de tração. O teste de tração também fornece resistência à tração (no escoamento e na ruptura), módulo de tração, deformação elástica, alongamento e alongamento percentual no escoamento, alongamento e alongamento na ruptura em porcentagem (PLUMMER, 2014).

O ensaio de tração é provavelmente a forma mais comum de observar as propriedade de deformabilidade, quanto ao comportamento elástico e plástico dos materiais (CURTIS, 2000). Em um teste de tração, aplica-se uma força de tração em um material e mede-se a resposta da

amostra a tensão aplicada. Ao fazer isso, determinamos quão resistente é um material e quanto ele pode alongar (YANAGA et al., 2012a).

Na literatura pode-se observar a abordagem de diversos autores em seus estudos utilizando ensaios de tração para a determinação de propriedades mecânicas de ligas metálicas. Yanaga et al. (2012) realizaram ensaios de tração biaxial da chapa de liga de alumínio da série 6000 com diferentes texturas de cubo de densidade usando amostras cruciformes. Horikawa, Matsubara & Kobayashi (2019) mediram a sensibilidade de fragilização por hidrogênio (HE), determinando-a pelo teste convencional de tração (CSRT) e análise de dessorção de hidrogênio de ligas de Alumínio.

Abdelaziz et al. (2019) em seus estudos realizaram teste de tração em barras de teste fundidas e tratadas termicamente. Tal ensaio foi feito para analisar os efeitos dos aditivos na microestrutura e propriedades elásticas das ligas Al-Si. O teste de tração no referido estudo foi feito fazendo-se uso de uma máquina de teste mecânico MTS Ser-hidráulico-hidráulico, trabalhando a uma taxa de deformação de $1,0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Poole et al. (2019) fizeram a avaliação dos efeitos da adição de manganês na microestrutura e na resposta à tração de uma liga Al-Mg-Si. No referido estudo, os autores examinaram a resposta mecânica por ensaio de tração uniaxial, nos quais a resposta à tensão foi medida até a ponto de fratura, medindo a área da fratura.

Chen et al. (2015) realizou experimentos de tração a partir de uma máquina de teste de material CMT-5105, com uma taxa de deformação de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à temperatura ambiente. Tais avaliações foram feitos para auxiliar na investigação das propriedades mecânicas de ligas de alumínio. Kang et al. (2019a) observaram a resistência à tração final de ligas de Al-Si-Mg-Fe, em que a força e alongamento atingiram 313MPa, 227 MPa, 5,7%, respectivamente. Tais ensaios de tração foram realizados para análise dos efeitos do Mg na microestrutura e nas propriedades elásticas das ligas Al-Si-Mg-Fe

Yan et al. (2007) avaliaram o comportamento da deformação à tração da chapa de liga de alumínio resistente ao calor FVS0812 fazendo uso de testes de tensão a temperaturas variando de 250° C a 450° C e taxas de deformação de 0,001 a 0,1 s⁻¹. As superfícies de fratura associadas foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

2.4.1.1. Fratografia

A Fratografia é o estado da arte que consiste na investigação das superfícies rompidas de materiais, com objetivo de determinar os mecanismos, regiões, início, tipo e causas da

fratura. Em decorrência da observação das peculiaridades da degradação, como a posição, geometria, trinca, coloração, é possível auferir dados sobre as condições as quais ocorreram a falha.

As observações podem ser realizadas em escala macroscópica, com uso de instrumentos óticos, como lupa ou microscópio ótico, e microscópica em escalas manométricas com aplicação de microscopia eletrônica por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET).

O MEV é amplamente utilizado para investigar a microestrutura e a química de uma variedade de materiais. Os principais componentes do MEV incluem uma fonte de elétrons, lentes eletromagnéticas, detectores de elétrons, câmaras de amostra, computadores e telas para visualizar as imagens (RATNER, 2013).

Os elétrons, produzidos na parte superior da coluna, são acelerados para baixo, onde passam por uma combinação de lentes e aberturas para produzir um fino feixe de elétrons. O feixe de elétrons atinge a superfície da amostra montada em um estágio móvel sob vácuo. A superfície da amostra é digitalizada movendo as bobinas de feixe de elétrons (WEBB; HOLGATE, 2003). Essa varredura de feixe permite informações sobre uma área definida da amostra. A interação do feixe de elétrons com a amostra gera uma série de sinais, que podem ser detectados pelos detectores apropriados (SINGH, 2016).

Um microscópio eletrônico de varredura (MEV) varre um feixe de elétrons focado sobre uma superfície para criar uma imagem. Os elétrons no feixe interagem com a amostra, produzindo vários sinais que podem ser usados para obter informações sobre a topografia e composição da superfície (SPIEGELBERG; KOZAK; BRAITHWAITE, 2016).

Por meio desta técnica é possível determinar a tipologia das fraturas de forma precisa e detalhada, através da análise das imagens de alta resolução geradas pela captura dos equipamentos.

Sucintamente podem destacar-se dois principais mecanismos de ruptura encontrados na literatura consagrada (ASM INTERNATIONAL, 1990; CALLISTER JR; WILLIAM D; SOARES, 2008): Fratura dúctil e frágil. A primeira ocorre em situações em que o material sofre deformação plástica e a trinca de ruptura se propaga lentamente até a ruptura. Assim, caracteriza-se pela presença ou formação de superfície livres, inclusões, partículas de segunda fase, de coesão interfacial ou trancamento de partículas, crescimento de vazios ao redor das partículas através da deformação plástica e tensões hidrostáticas, por fim, coalescência entre vazios equivalentes.

A fratura frágil ocorre em condições de tensão inferiores ao escoamento generalizado, a falha ocorre sem deformação macroscópica e com alta velocidade de propagação da trinca. Macroscopicamente apresenta zona radial correspondente ao início da disseminação da trinca e zona cisalhante com ângulo à 45° em relação ao eixo da amostra.

Microscopicamente o aspecto da fratura apresenta facetas de clivagem, formados por numerosos platôs, geralmente mostrando perfeição geométrica e refletividade. O mecanismo físico dá-se por ocorrer separação direta ao longo dos planos cristalográficos específicos, com ruptura das ligações atômicas em decorrência da solicitação aplicada. Também, observam-se estruturas semelhantes a marcas de “rio” resultantes da propagação das trincas ao longo de dois ou mais planos cristalográficos.

Ainda, existe mais dois tipos de mecanismos frágeis que são a fratura transgranular e as línguas de clivagem. Essas ocorrem ao longo do plano principal de clivagem e outra ocorre na propagação no interior dos grãos.

2.4.2. Ensaio de Caracterização Química

A caracterização química é um fator importante no entendimento da relação entre estrutura e propriedades de materiais (AFSHARI, 2017). Este procedimento incorpora uma variedade de técnicas analíticas para identificar e quantificar materiais que podem ter migrado do material de contato do produto para a solução de interesse (SHEIKH et al., 2019a). Esse serviço de teste é frequentemente usado para identificar materiais do produto, detectar a presença de impurezas ou criar um perfil químico de uma formulação desconhecida (FADAYOMI et al., 2019a).

As técnicas de caracterização são usadas por vários motivos, como identificar materiais do produto, detectar a presença de impurezas e degradantes ou criar um perfil químico de uma formulação desconhecida (KANG et al., 2019). A caracterização também pode ser um primeiro passo valioso antes de realizar um estudo mais intensivo de identificação de impurezas, eliminando algumas variáveis da investigação (DE CARVALHO BELLO et al., 2019a).

Belov et al. (2019) analisaram a composição química da liga experimental de alumínio, de acordo com a análise espectral (Oxford Instruments). A partir da referida análise, pôde-se observar que a composição real estava muito próxima do alvo determinado no início da referida pesquisa.

Poole et al. (2019) analisaram o efeito do manganês na microestrutura e na resposta à tração de uma liga Al-Mg-Si. A distribuição da composição química através da zona livre de

partículas (PFZ) em torno dos limites dos grãos foi analisada por espectroscopia de energia dispersiva por raios X (EDS) em JEOL-2010F TEM. Vandersluis et al. (2018) realizaram a análise da modificação eutética de silício durante a solidificação de Al-6Si, com a composição média das peças vazadas sendo determinada usando três medições de espectrometria de emissão óptica.

Kang et al. (2019) analisou a composição química dos lingotes por espectroscopia de emissão atômica com plasma indutivamente acoplado (ICP-AES, Thermo Scientific iCAP6300-Radial), sendo que a liga de base era a liga Al-7Si-0.3Mg-0.2Fe. Abdelaziz et al. (2019) realizaram a análise química com um Ana-lyzer Spectrolab Jr CCD Spark, que mostram as composições químicas reais das ligas produzidas. Também foram coletadas cinco amostras para análise química simultaneamente de cada liga durante a fundição, para garantir que as composições químicas médias reais fossem obtidas.

2.4.3. Avaliação da Condutividade Elétrica

Para testes de condutividade, o método de teste padrão para determinar a resistividade de materiais condutores elétricos é o ASTM B 193-87 (ROSSITER, 1987). A condutividade é calculada a partir da resistência medida e das dimensões da amostra.

As propriedades elétricas dos metais e ligas 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). Uma das mais importantes características é a facilidade com que transitam por um condutividade elétrica (MURASHKIN et al., 2016a).

Embora as ligas de alumínio 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., 2015a).

Nesse sentido, evidencia-se a necessidade de avaliação das propriedades de condutividade elétrica das ligas. Concomitante a isso, destaca-se a ampla existência de literaturas que abordem as características de condutividade elétrica de ligas de alumínio.

Liu et al. (2015) analisaram a 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.

Fadayomi et al. (2019b) realizaram a investigação das ligas Al-Zn-Zr e Al-Zn-Ni para alta condutividade elétrica e aplicação de resistência. Lin et al. (2016) determinaram a resistência e condutividade elétrica aprimoradas da liga Al – Mg – Si por tratamento termomecânico.

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.

2.4.4. Procedimento de Tratamento Térmico

As ligas de alumínio fundidas são submetidas a diferentes tipos de tratamento térmico, a exemplo da homogeneização para remover tensões residuais, heterogeneização, calor da solução tratamento com extinção subsequente, e entre outros processos (GLAZOFF et al., 2019).

Após a fundição, a maioria das ligas de alumínio é normalmente submetida a homogeneização tratamento térmico, que para fundição de ligas pode ser combinado com isotérmico revenido antes da têmpera (MIZIA et al., 2013a). Homogeneizar o tratamento térmico é o mais difundido tipo de tratamento para ligas de fundição. Seu principal objetivo é eliminar consequências da micro segregação e elevar o nível de propriedades para fundidos em forma. (GLAZOFF et al., 2019).

Diversos estudos na literatura se concentram na análise das propriedades de ligas metálicas após a realização de procedimentos de tratamento térmico. 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., 2017a).

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.

Dessa forma, pode-se perceber 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, 2014a).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Procedimentos de Preparação da liga

Nesta etapa foi utilizada a estrutura do laboratório do grupo de pesquisa de engenharia dos materiais – GPMAT UFPA. Para obtenção da liga em estudo foram utilizados materiais de alta pureza como Al-EC (alumínio eletro condutor) com 99,98%, Magnésio 99,9%, Silício 99,9%, Ferro 99,6%, Nióbio liga matriz 99,9%. Assim, foi realizado o cálculo estequiométrico para balanceamento do percentual em massa e o peso em massa para obter-se os respectivos percentuais Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg e depois adicionado percentual de nióbio 0,16%.

Todos os elementos foram pesados com auxílio de duas balanças de precisão (Figura 7a e 7b) com exatidão de 0,001g e reservados para o vazamento.

Para a fundição dos elementos foi utilizado um cadinho a base Carbetto de Silício (SiC) (Figura 7c) levado a estufa a 250°C, por 1 horas para remoção de umidade e preparado com solução de Alumina com objetivo de prevenir reações do material do cadinho com o fundido e evitar a aderência com o molde. A conquitilha metálica utilizada é a base de ferro fundido (ver Figura 8), também, foi preparada em estufa com procedimento semelhante ao utilizado para o cadinho.

Figura 7 7a) Balança 1; 7b) Balança 2; 7c) Cadinho



Fonte: Autor (2021)

Figura 8 Conquilha metálica em U



Fonte: Autor (2021)

Os materiais foram levados a um forno de mufla da marca Brasimed à 950°C por 3 horas. Após este tempo foi injetado argônio (gás inerte) no fundido por 30 segundos com vazão entre 0,2 e 0,4 l/s com intuito de reduzir o hidrogênio, evitar vazios no sólido e homogeneizar a solução e remover as impurezas. Com auxílio de uma espátula de aço carbono, previamente preparada com procedimento similares aos outros utensílios e pintada com solução de alumina, foram removidas as escórias formadas na superfície da liga fundida, após esse procedimento o material foi levado por mais 1 hora ao forno.

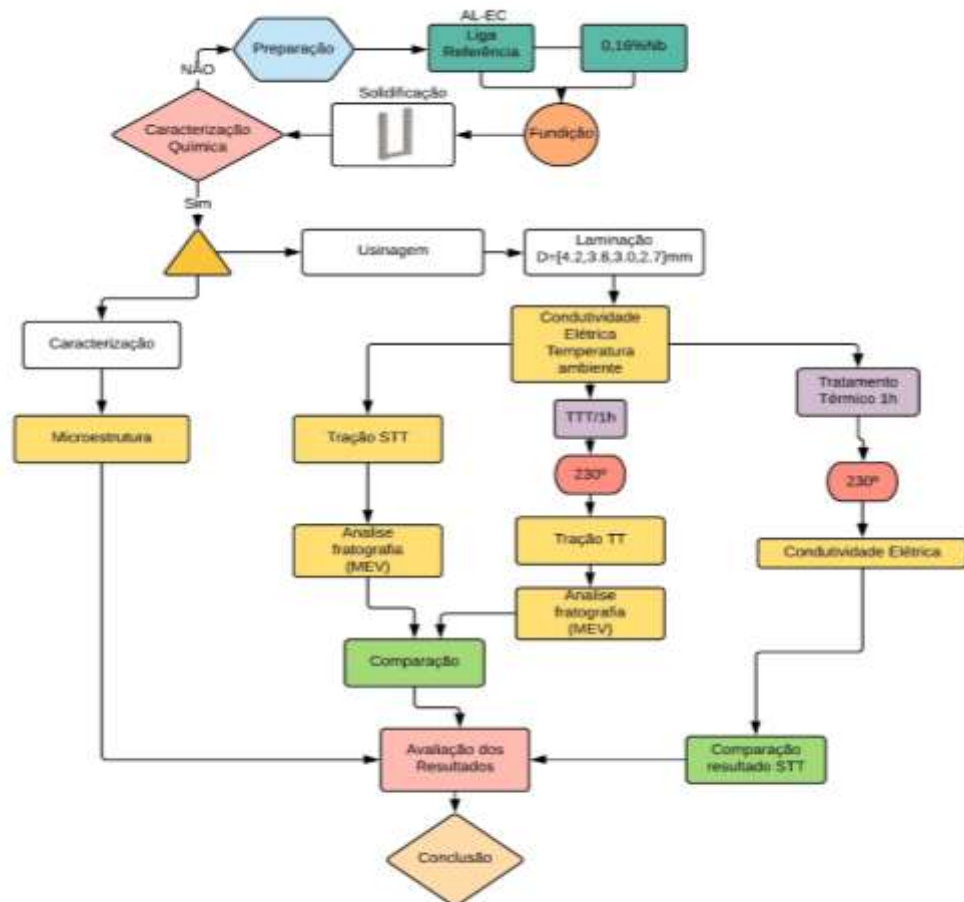
Finalmente, o vazamento foi realizado em uma temperatura de 800°C a 750°C em conquilha metálica tipo U (Figura 8 e Figura 9) coletando uma amostra testemunho para análise química e aprovação da solução sólida para prosseguimento dos demais teste engendrados pelo escopo do autor baseados na literatura. O conhecimento da composição química é peça fundamental no prosseguimento dos demais ensaios, haja vista ela revelará se aliga encontra-se dentro dos parâmetros previstos para este estudo. Para melhor compreensão da metodologia adotada o fluxograma da Figura 10 mostra a conjunto dos procedimentos realizados.

Figura 9 Vazamento da Liga



Fonte: Autor (2021)

Figura 10 Fluxograma de processos

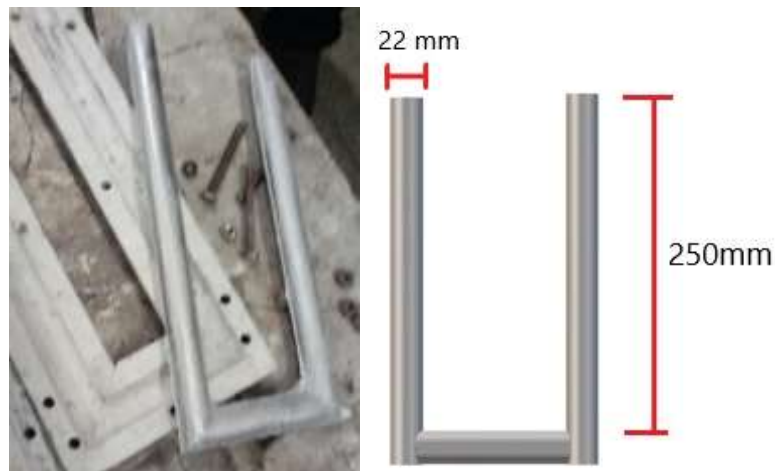


Fonte: Autor (2021)

3.2. Composição Química e preparação das amostras

Após a solidificação e a retirada da liga da forma, a Figura 11 apresenta as características do lingote, foi removido o rechupe (falhas ocorridas no processo de fundição) da extremidade das “pernas” do lingote, estas seccionadas e encaminhadas para usinagem para obter uma barra cilíndrica de Ø18,5mm. Para este trabalho foram laminados a frio corpos de prova nas bitolas: 4,0; 3,8; 3,0; 2,7. Foi utilizado um laminador elétrico da marca MENAC (Figura 12).

Figura 11 Lingote solidificado e características geométricas.



Fonte: Autor (2021)

Figura 12 Laminadoras (Fonte: GPMAT)



Fonte: Autor (2021)

A caracterização química foi realizada por meio de espectroscopia com emissão ótica pela máquina Q4 TASMÁN que pode ser vista na Figura 13, com auxílio do software QMatrix Al – 110 – Lowaluminumalloy que registra os valores em massa. A análise é feita nos testemunhos (Figura 14a) conformados no momento do vazamento.

Figura 13 Equipamento de espectroscopia ótica.



Fonte: Autor (2021)

Figura 14 Vazamento da amostra testemunho



Fonte: Autor (2021)

3.3. Análise micro e macroestrutural

A macroestrutura foi revelada retirando amostras seccionadas, da parte inferior do lingote obtido da conquinha metálica. Os copos de prova (CP's) foram preparados sendo envolvidos com resina epóxi, para facilitar o manuseio no momento do lixamento, deixando a resinar por 12 horas. Os CP's foram lixados em lixas de carvão de silício nas granulações 80, 120, 220, 320, 400, 500, 600, 1000 e 1200 com solução de alumina e auxílio de poliriz elétrica rotativa (ver Figura 15).

Figura 15 Politriz GPMAT (Fonte: Autor Arquivo pessoal, 2020)



Fonte: Autor (2021)

Para a revelação da forma macroscópica dos grãos, as amostras foram atacadas com solução ácida Keller [10%HF;15%HCl;25%HNO₃;50%H₂O] (LIU et al., 2016) e lavadas com água e sabão neutro, limpas com acetona e secas com ar quente. As peças passam por um processo de polimento e ataque sucessivo até que seja possível a visualização dos grãos resultantes da solidificação e uma superfície sem arranhões. As peças são levadas ao scanner ótico para obtenção das imagens.

3.4. Caracterização elétrica

A caracterização elétrica foi realizada conforme método preconizado na norma ABNT NBR 6814 - Fios e cabos elétricos - Ensaio de resistência elétrica. O teste foi feito com auxílio de um multiohmímetro Ponte de Kelvin MEGABRÁS modelo MPK-2000, de propriedade do GPMAT (ver Figura 15).

A medida da resistência elétrica foi realizada a temperatura não superior da 10°C e inferior a 30 °C. Corrigindo a temperatura à 20°C, conforme recomendação da norma NBR 5118. Utilizando a equação (I) encontrada na NBR 6814 foi calculada a resistência do fio e empregando. Com os resultados obtidos aplica-se a equação (II) expressa na NBR 6815 para o alumínio.

Com a equação (III) é obtida a condutividade equivalente em IACS International Annealed Cooper Standard (Padrão internacional de cobre recozido, tradução nossa), que corresponde a condutividade de um fio de cobre com 1 metro de comprimento, 1mm² de seção transversal a 20°C.

Figura 16 Multiohmímetro usado no experimento.



Fonte: GPMAT(2021).

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

Na qual:

t = temperatura na qual foi efetuada a medição, °C;

R_t = resistência a T °C, em Ω ;

R_{20} = resistência corrigida a 20 °C, em Ω ;

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

$$R_c = \rho_c \cdot A \quad (\text{II})$$

Na qual:

R_c = resistência elétrica do corpo de prova por unidade de comprimento a 20 °C, em $\frac{\Omega}{m}$;

ρ_c = resistividade volumétrica do corpo de prova a 20 °C, em $\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{m}$;

A = área da secção transversal do corpo de prova, em mm^2

$$\varphi = \frac{\rho_{cu}}{\rho_{al}} \quad (\text{III})$$

Na qual:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

ρ_{cu} = a resistividade elétrica do cobre em $\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{m}$;

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

3.5. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica foi realizada submetendo os fios laminados a ensaio de tração, com auxílio da máquina KRATOS modelo IKCL1 (Ver Figura 16), com sistema de aquisição de dados que coleta os dados do ensaio em tempo real. O procedimento de ensaio seguiu as orientações da ABNT NBR 6810 – Fios e cabos elétricos tração à ruptura em componentes metálicos e ABNT NBR 6892 – Materiais metálicos - Ensaio de Tração Parte 1.

Figura 17 Máquina de tração KRATOS.



Fonte: Autor (2021)

Com a ruptura dos CP's tratados e não tratados foram segmentadas amostras na base da ruptura no sentido transversal das amostras e lixadas para facilitar a manipulação das amostras e acoplagem no MEV, com objetivo de obter a topografia da fratura e obter o tamanho das microcavidades (dimples). As amostras foram limpas com uso de ultrassom máquina METASOM -14 com tanque de aço utilizando solução de limpeza Álcool 99,90%.

Para obter esses valores foi usado o método dos valores médios dos diâmetros (SHARMA et al., 2009), que consiste na interseção de duas linhas nas bordas da microcavidade aplicando-se a equação (IV), assim obtendo o valor médio dos dimples. As medidas foram feitas com auxílio do software ImageJ (Figura 18)

$$\bar{d}_c = \frac{(\sum_{i=1}^n \sqrt{d_1 d_2})}{n} \quad (\text{IV})$$

Onde:

d_c = Diâmetro de um dimple.

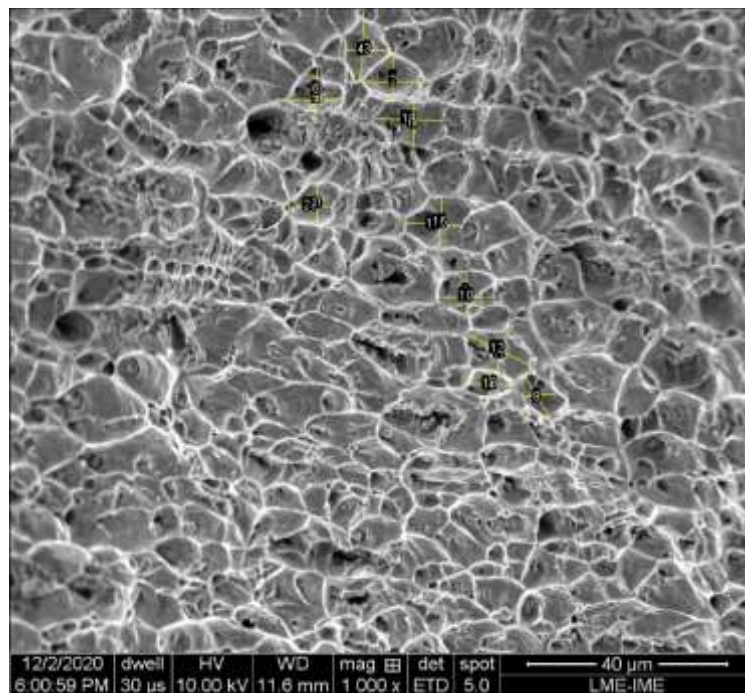
d_1 = Maior dimensão de um dimple.

d_2 = Menor dimensão de um dimple.

n = Número de dimples medidos.

$\bar{d}_c$ = Média dos diâmetros.

Figura 18 Leitura dos diâmetros dos dimples feito com software ImageJ Liga REF.



Fonte: Autor (2021)

3.6. Ensaio de Termoresistividade

A viabilidade dos cabos de alumínio, para redes de transmissão elétrica serem considerados termo resistentes, necessitam ser submetidos ao teste de termo resistividade. Este foi realizado conforme protocolo COPEL, por conta da ausência de normativa que trate de ligas forjadas para tratamento térmico com Nióbio em sua composição.

O protocolo COPEL diz que o condutor não deve ter perda superior a 10% do seu limite de resistência a tração (LRT) quando submetido a temperatura de 230°C e resfriado a temperatura ambiente, depois ensaiado em ambiente com temperatura controlada de 20°C.

Estabelece que as propriedades elétricas, após aquecimento e resfriamento, como a resistividade e a condutibilidade a medida a 20°C não deve exceder a 0.02873 $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ e não inferior a 60% IACS, respectivamente.

4. RESULTADOS

4.1. Caracterização química e macroscópica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg com teor de [0,16]Nb.

Nas seções seguintes, serão apresentados os resultados obtidos e feita a simples análise comparativa da liga propostas no preambulo desse estudo e sua variação com Nióbio. Seguindo o escopo exposto no tópico anterior.

4.1.1. Análise Química

É de suma importância a verificação para efetuar da análise química, uma vez que, ela garantirá que os teores e as composições previstas na liga foram obtidos. Desta forma, a Tabela 3 mostra o resultado da análise química feita na liga base. As análises foram realizadas por meio de espectroscopia ótica de massa.

Tabela 3 Resultados obtidos na análise química liga para REF.

MATERIAL	Si	Fe	Cu	Mg	Al
PORCENTIL	%	%	%	%	%
	0,411	0,268	0,041	0,531	98,67
Outros Elementos de liga com concentração >0,001%: Mn; Cr; Ni; Zn; Ti; B; PB; Sn; V					

Fonte: Autor (2021)

Comparando os resultados obtidos na Tabela 3 com as referências, encontradas na literatura, contidas na Tabela 4 confirma-se a liga base se enquadra dentro dos limites de concentração previstos para a liga 6101. Já a tabela 5 contempla os resultados obtidos no balanço estequiométrico para a liga modificado e os percentuais obtidos.

Tabela 4 Referência de valores aceitáveis para ligas 6xxx de acordo com a Alumínio association.

Número da Liga	Elemento de Liga em % de Peso						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni Zn
6101	0,3-0,7	0,5	0,1	0,03	0,35-0,8	0,03	0,1
6201	0,5-0,9	0,5	0,1	0,03	0,6-0,9	0,03	0,1

Fonte: Adaptado de Alumínio association, (2018).

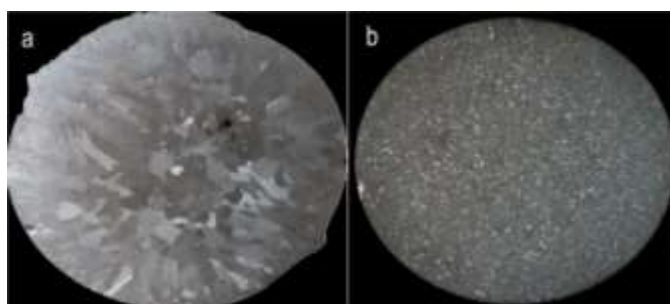
Tabela 5 Parâmetros obtidos para liga base+0,16Nb.

MATERIAL	Si	Fe	Cu	Mg	Nb	Al
PORCENTIL	0,63%	0,27%	0,052%	0,68%	0,16%	98,53%
EM MASSA						
MASSA	7,56	3,24	0,55	7,2	1,91	1200
APLICADA(g)						
Outros Elementos de liga com concentração >0,001%: Mn; Cr; Ni; Zn; Ti; B; PB; Sn; V						

Fonte: Autor (2021)

4.2. Microestrutura das ligas sem deformação

A morfologia da liga de referência e da liga modificada é mostrada na Figura 19. Observa-se que a liga com 0,16%Nb (Figura 19b) apresentou grãos predominantemente equiaxiais coquilhados/refinados em detrimento as liga de referência (Figura 19a) que apresentou tanto regiões de grãos colunares periféricos e grãos equiaxiais grosseiros.

Figura 19 Macroestrutura das ligas. (19a) Liga base referência; (19b) Al- 0,16%Nb.

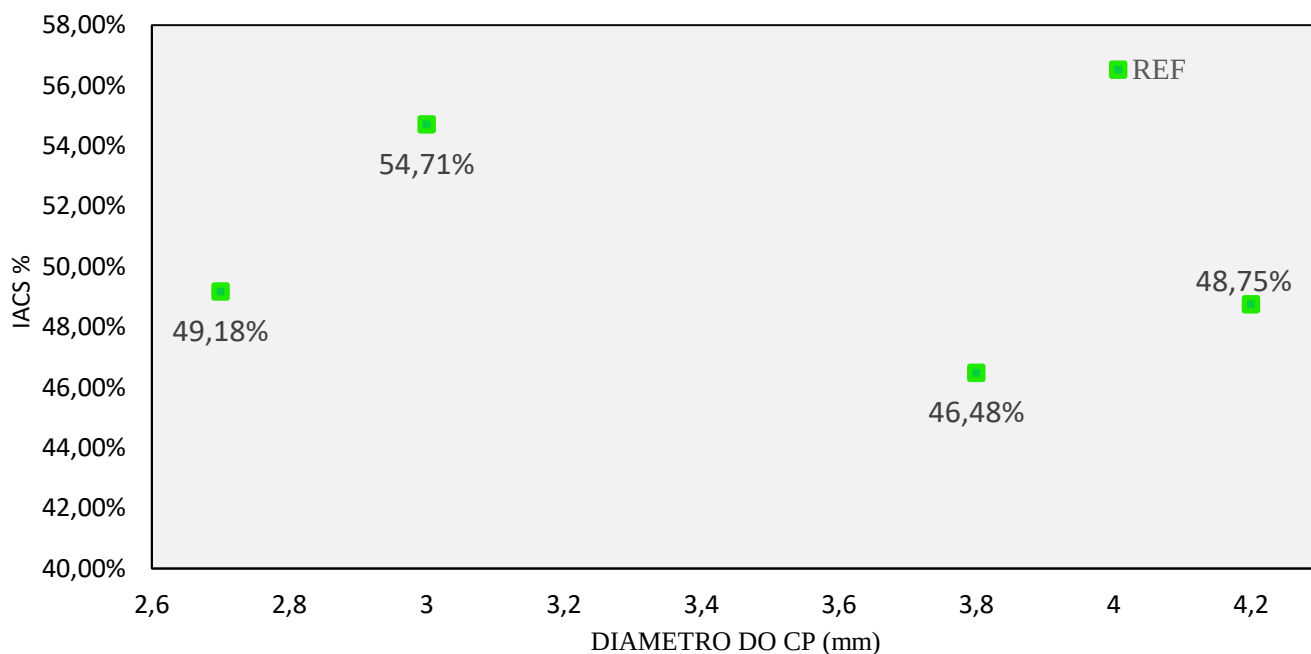
Fonte: Autor (2021).

É notável o efeito de refino de grão causado pelo Nióbio. Wang et al., (2013) e Mazzer et al., (2016), observam que o Nb causa o mesmo efeito de refino conferido pelo Titânio. segundo Wang et al. (2013) quando em concentrações acima de 0,12% de Nb superam a máxima solubilidade do Nióbio na matriz de Alumínio e tendem a bloquear o crescimento dos grãos. Na Figura 20 infere-se que no processo de solidificação haverá a formação de uma solução sólida monofásica, portanto não sendo esperado a formação do trialumineto de nióbio $NbAl_3$.

Tabela 6 Resultados obtidos para condutividade da liga REF sem tratamento.

Diametro (mm)	Condutividade Elétrica REF STT (%IACS)
2,7	49,18%
3	54,71%
3,8	46,48%
4,2	48,75%

Fonte: Autor (2021).

Figura 21 Comparação dos resultados da condutividade obtidos para REF antes do tratamento e pós tratamento nas temperaturas 230°C e 280°C.

Fonte: Autor (2021).

Observamos que ao diâmetro 3mm tem melhor resposta na condução de eletricidade. Embora os valores obtidos pela liga REF sejam muito bons, no procedimento natural de obtenção do fundido o resfriamento a temperatura ambiente resulta na obtenção de uma solução supersaturada com quantidade de átomos de Si e Mg depositados no contorno de grão que contribuem para o aumento significativo da resistividade intrínseca da liga (HAN et al., 2017). Assim, reduzindo o potencial condutivo natural do alumínio.

4.3.2. Ductilidade liga REF.

A ductilidade está diretamente ligada ao grau de deformação ao qual um material pode sofrer antes de sua ruptura. Esta propriedade é fundamental para determinar a viabilidade da utilização da liga nas redes alta tensão de energia elétrica e se elas respeitam a flexão máxima do cabo na linha de transmissão.

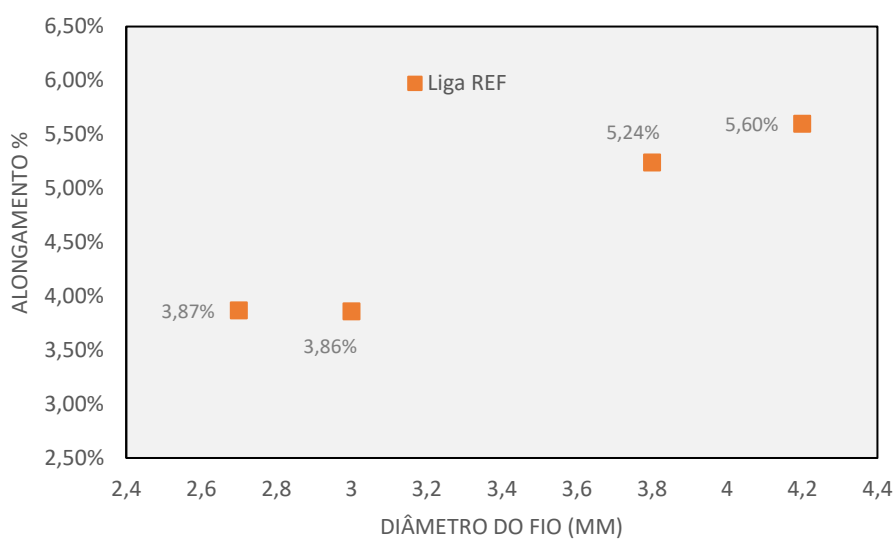
A Tabela 7 mostra os resultados numéricos em percentual para a liga REF. Em seguida na Figura 22 são apresentados os resultados em forma de gráfico.

Tabela 7 Resultados do alongamento da liga REF.

Valores médios de alongamento (%)					
		Diâmetro dos CP's (mm)			
Tipos de CP's		2,7mm	3mm	3,8mm	4,0mm
Valor % Alongamento	REF	3,87%	3,86%	5,24%	5,60%

Fonte: Autor (2021)

Figura 22 Valores alongamento REF.



Fonte: Autor (2021)

Observamos que os diâmetros que sofreram maior deformação foram os de 3.8mm e 4.2mm. Segundo Zhang et al. (2018) o trabalho a frio deforma a estrutura original do fundido, assim, tornando distintas as estruturas fibrosas ao longo da direção do estiramento dos fios substituindo os grãos equiaxiais originais.

A tendência é que o material que sofreu mais deformação tenha grãos com mais uniformidade, conseqüentemente, um arranjo mais compacto e de melhor resposta a solicitação mecânica. Contudo, ao mesmo tempo que a estrutura fibrosa melhora a ductilidade ela também causa um efeito negativo na tensão de tração (REMØE et al., 2017a).

4.3.3. Limite de resistência a tração (LRT) liga REF

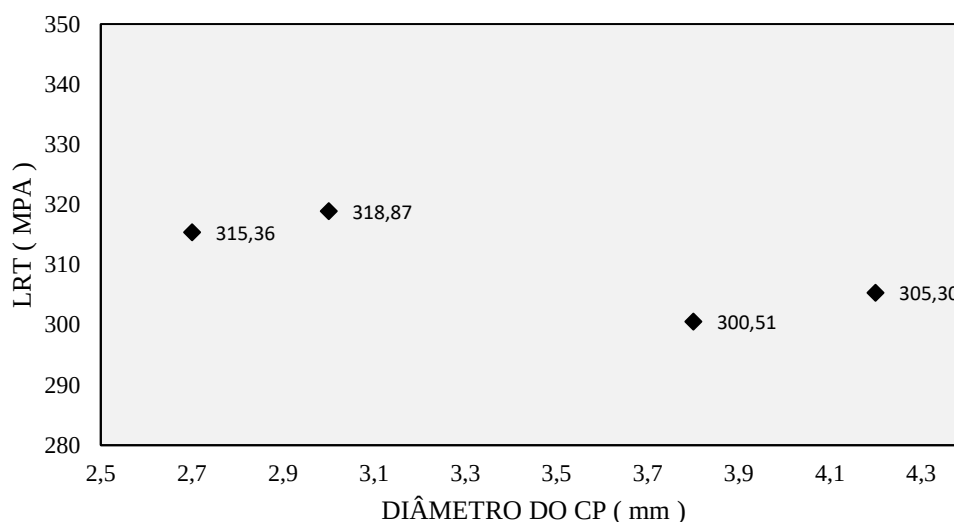
Para análise mecânica foram utilizados os resultados obtidos nos ensaios de limite de resistência a tração (LRT) tanto quanto, para a liga de referência REF. A Tabela 8 apresenta os resultados numericamente obtidos nos ensaios e a Figuras 23 os resultados obtidos no LRT para cada bitola dos corpos de prova (CP) na liga REF.

Tabela 8 Resultados numéricos LRT liga REF.

Liga de Referência	LRT obtido dos corpos de prova (MPa)			
	314,36	318,87	300,51	305,30
Diâmetro dos CPs	2,7	3	3,8	4

Fonte: Autor (2021)

Figura 23 Valores de LRT obtidos para liga de referência para REF.



Fonte: Autor (2021)

Observa-se que os melhores resultados obtidos são para bitolas de 2,7mm e 3mm, o valor do LRT entre esses dois CPs é discreto. A deformação a frio sofrida pelo material ocasiona em rearranjo nos planos cristalográficos causando recuperação dinâmica e a possível evolução de estrutura fibrosa com grãos mais fragmentados nas maiores deformações, isto é, menores diâmetros (ZHANG et al., 2018).

4.3.4. Caracterização Termoresistente REF com referência a norma COPEL.

Seguindo as recomendações do protocolo COPEL, para teste de termoresistência quando o material é submetido a uma temperatura de 230°C/1h foi avaliado a diferença de resistência que o cabo perde ao sofrer o tratamento térmico (denominado a partir de agora como TT), ao qual a perda não deve superar a 10% do LRT obtido originalmente na liga antes do TT.

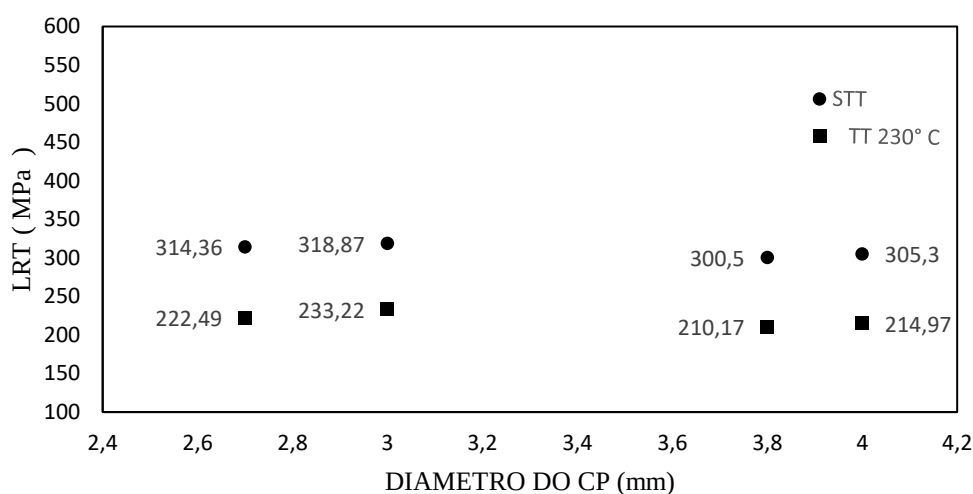
Considerando os parâmetros estabelecidos acima, a Tabela 9 e a Figura 24 apresentam os valores de resistência à tração obtidos sem tratamento (STT) e com tratamento (TT) para liga de referência com base nos resultados de LRT já apresentados.

Tabela 9 Valores de LRT para a liga REF, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.

TERMORESISTÊNCIA LIGA REFERÊNCIA Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg			
Diâmetro dos CP's	LRT STT	LRT CTT (230°C/1h)	Perda (%)
2,7mm	314,36MPa	222,49MPa	29,22%
3,0mm	318,87MPa	233,22MPa	26,86%
3,8mm	300,50MPa	210,17MPa	30,05%
4,0mm	305,30MPa	214,97MPa	29,58%

Fonte: Autor (2021).

Figura 24 Gráfico de resultados Valores de LRT para a liga REF, segundo procedimentos norma COPEL.



Fonte: Autor (2021).

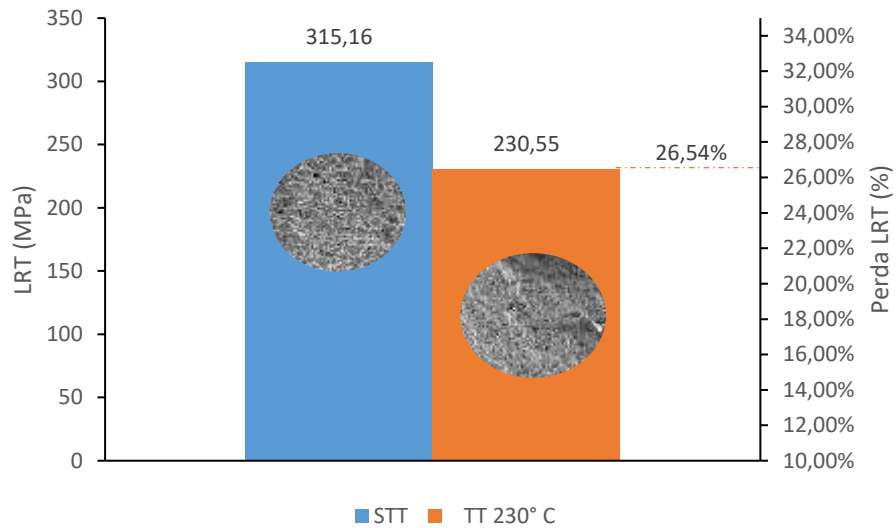
Os dados acima apresentam para todos os diâmetros perdas acima de 25% do LRT da liga de referência após o tratamento térmico. A diferença de valores pode ser vista ainda plotada na Figura 26. Conclui-se que nenhum dos diâmetros dos cabos da liga REF são termoresistentes por conta da perda superior a 10% do LRT.

Em virtude dos melhores resultados obtidos para o cabo de diâmetros 3,00mm, com este foi feito um comparativo entre a perda de resistência mecânica e a microestrutura da fratura STT e TT, observado na Figura 25, para melhor compreensão da fenomenologia e comportamento do material submetido a temperatura de 230°C por 1 hora.

É possível notar que a amostra tratada confirma, pela topografia das fraturas, superfície com microcavidades de menor diâmetro e menos grosseira e o discreto aumento de ductilidade

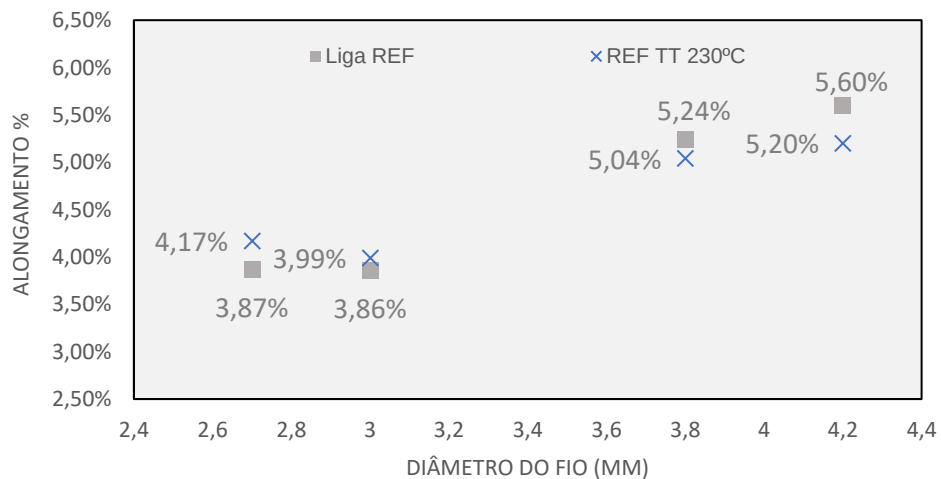
do material (ver Figura 26 e Tabela 10), assim como a redução de LRT. A micro estrutura revela que o material sofre recuperação estática em um processo curto de tempo (1h) do TT, impactando diretamente em suas propriedades mecânicas.

Figura 25 Comparativo entre LRT, microcavidades e perda percentual de LRT para liga REF STT e TT a 230°C/1h.



Fonte: Autor (2021).

Figura 26 Gráfico comparativo do alongamento pós teste de termoresistividade.



Fonte: Autor (2021).

Tabela 10 Resultados comparativos do alongamento antes e depois do teste de termoresistividade.

Valores médios de alongamento (%)					
		Diâmetro dos CP's (mm)			
Tipos de CP's		2,7mm	3mm	3,8mm	4,0mm
Valor % Alongamento	REF	3,87%	3,86%	5,24%	5,60%
	REF TT 230°C	4,17%	3,99%	5,04%	5,20%

Fonte: Autor (2021).

Ocorre, ainda, o rearranjo na microestrutura, mostrado anteriormente, e pela redução das discordâncias, provocadas pelo aquecimento do material. Alguns estudos (LIN et al., 2016a; ZHAO et al., 2016c; REMØE et al., 2017a) mostram que o TT a 230°C pode causar aumento dos grãos da estrutura cristalina e sua recristalização, assim, reduzindo a resistência mecânica e proporcionando o aparecimento de partículas de segunda fase no material tratado.

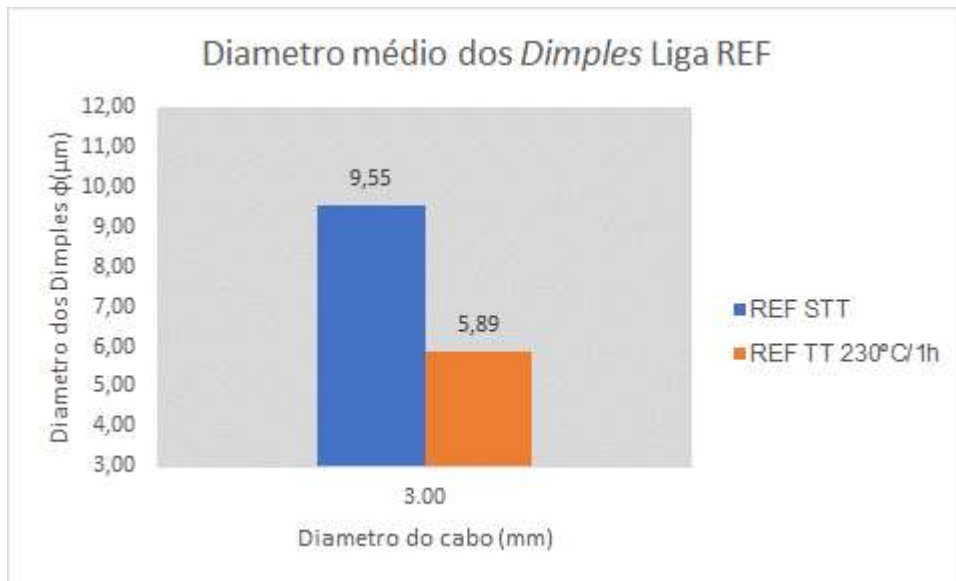
4.3.4.1. Fratografia liga REF

É importante analisar a superfície da superfície fratura e assim discernir, qual o mecanismo que desencadeia o processo de ruptura do material. Por ter obtido o melhor desempenho de LRT e condutividade o cabo de 3,00mm foi selecionado, assim, tendo suas amostras e levadas ao MEV para obtenção das imagens da micrografia da fratura. A tabela 11 mostra os resultados calculados que são mostrados na Figura 27 para liga REF STT e TT a 230°C por 1h para o tamanho médio da microcavidade (*dimples*), ainda na Figura 25 observa-se a micrografia da fratura para liga STT e TT.

Tabela 11 Diâmetro médio obtidos dos *dimples* para o fio Ø=3,00mm para liga REF STT e TT a 230°C/1h.

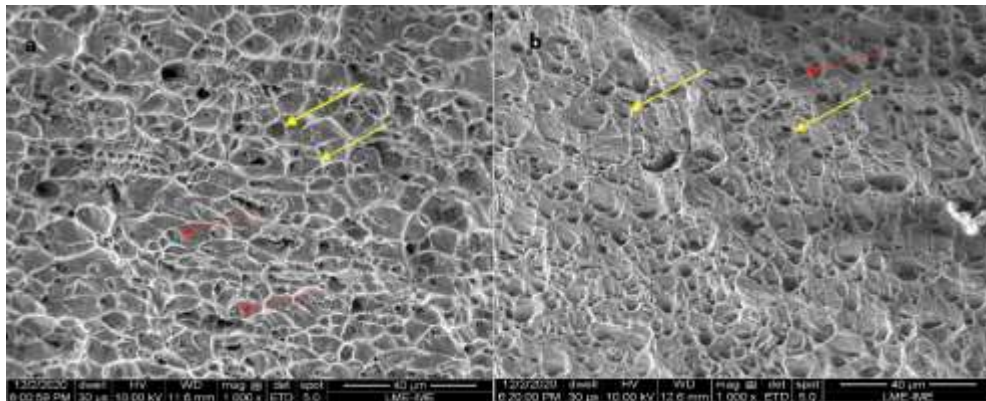
Diâmetro dos "dimples"				
Liga	Diâmetro do cabo (mm)	Diâmetro médio(µm)	Variância	Desvio Padrão
REF STT	3.00	9,55	1,32	1,56
REF TT 230°C/1h	3.00	5,89	1,70	2,90

Figura 27 Comparativo do Tamanho do *dimples* para o fio $\varnothing=3,00\text{mm}$ para liga REF STT e TT a $230^\circ\text{C}/1\text{h}$.



Fonte: Autor (2021)

Figura 28 Superfície da topografia da fratura. a) Liga REF STT; b) Liga REF TT $230^\circ\text{C}/1\text{h}$.



Fonte: Autor (2021)

Infere-se que predominantemente a ruptura ocorre de forma intermediária, ou seja, dúctil-frágil caracterizada pela presença de superfície grosseira, *dimples* (indicado pelas setas amarelas) e de inclusões (setas vermelhas) e de regiões planas.

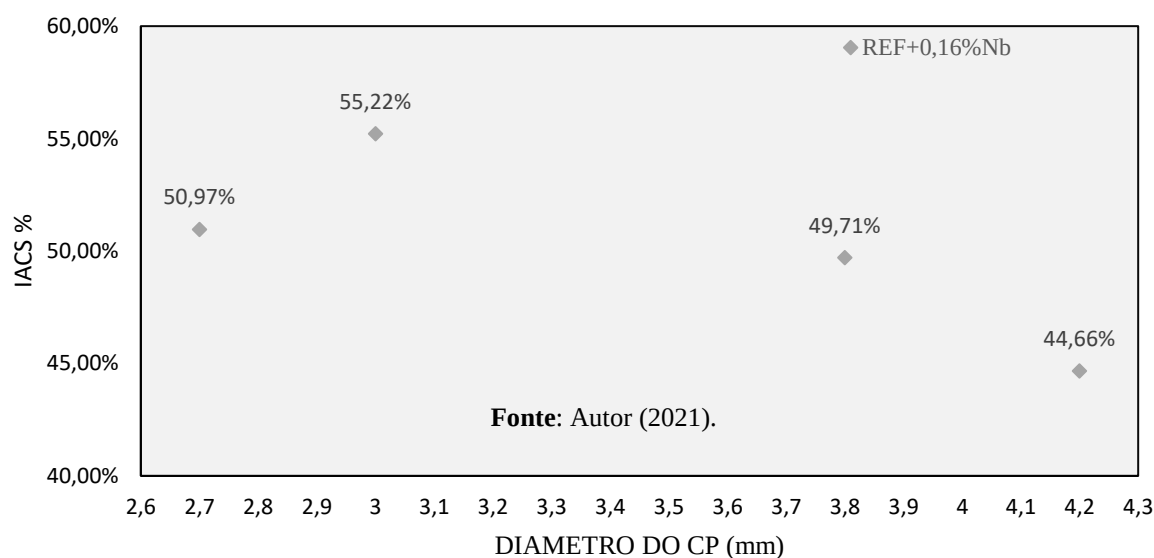
O aquecimento do material promove um rearranjo da microestrutura, assim como, a redução da densidade de discordâncias e a consequente redução de resistência mecânica (visto na seção 4.3.1) é possível observar que após tratamento o material sofre coalescimento, aumento de ductilidade e redução da resistência mecânica. A diminuição do diâmetro médio das microcavidades está diretamente ligada a redução de LTR e aumento de ductilidade.

4.4. Caracterização das propriedades da liga modificada com Nióbio

4.4.1. Caracterização das propriedades elétricas REF+0,16%Nb

Para a liga modificada REF+0,16%Nb foram adotados procedimentos assemelhados ao 4.3.1. Os resultados dos ensaios de condutividade podem ser observados na Tabela 12 e na Figura 29.

Figura 29 Gráfico comparativos dos resultados de condutividade da Liga REF+0,16%Nb sem tratamento e com tratamento.



Fonte: Autor (2021)

Tabela 12 Resultados da Condutividade obtidos para liga REF+0,16%Nb STT e TT.

Diâmetro (mm)	Condutividade Elétrica REF+0,16%Nb (%IACS)
2,7	50,97%
3	55,22%
3,8	49,71%
4,2	44,66%

Fonte: Autor (2021).

É possível notar que os melhores resultados obtidos para a condutividade, em relação a todos os diâmetros de cabos da liga REF+0,16%Nb é para o cabo de 3mm que chega ter valor superior a 55% da condutividade em referência Cu puro. A presença do Nb na liga causa um incremento nos valores de condutividade, estas peculiaridades serão discutidas nas seções que se seguem.

4.4.2. Ductilidade Liga REF + 0,16%Nb.

Abaixo a Tabela 13 mostra os resultados obtidos para a liga REF+0,16%Nb na análise alongamento e a Figura 30 os representa graficamente os resultados.

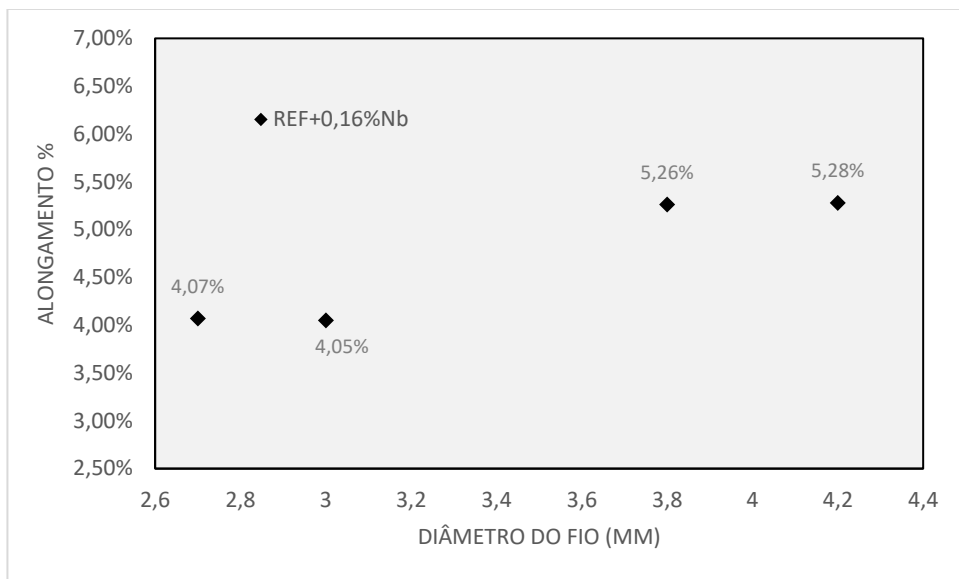
Tabela 13 Resultados para o alongamento REF+0,16%Nb

Valores médios de alongamento					
Diâmetro dos CP's (mm)		2,7mm	3mm	3,8mm	4,2mm
Valor (%)					
Alongamento	REF+0,16%Nb	4,07%	4,05%	5,26%	5,28%

Fonte: Autor (2021).

Quando comparados os resultados na Figura 28 é possível verificar que a liga com Nb tem valores percentuais de alongamento, muito semelhantes e todas as bitolas do fio. O trabalho a frio leva o material a um grau moderado de encruamento, contudo a estrutura mais refinada, ocasionada pela presença do Nb confere resposta mais significativa a deformabilidade do material.

Figura 30 Análise gráfica para os resultados de alongamento para Liga REF+0,16%Nb STT e com TT 230°C/1h



Fonte: Autor (2021).

O diâmetro de 3,0mm apresenta o menor valor percentual de alongamento em relação a todos os outros fios. A estrutura mais refinada combinada com a deformação do trabalho a frio, que confere um arranjo mais compactado, entrega melhor resposta ao solicitação de tensão tração (REMØE et al., 2017a).

4.4.3. Limite de resistência a tração (LRT) REF+ 0,16%Nb.

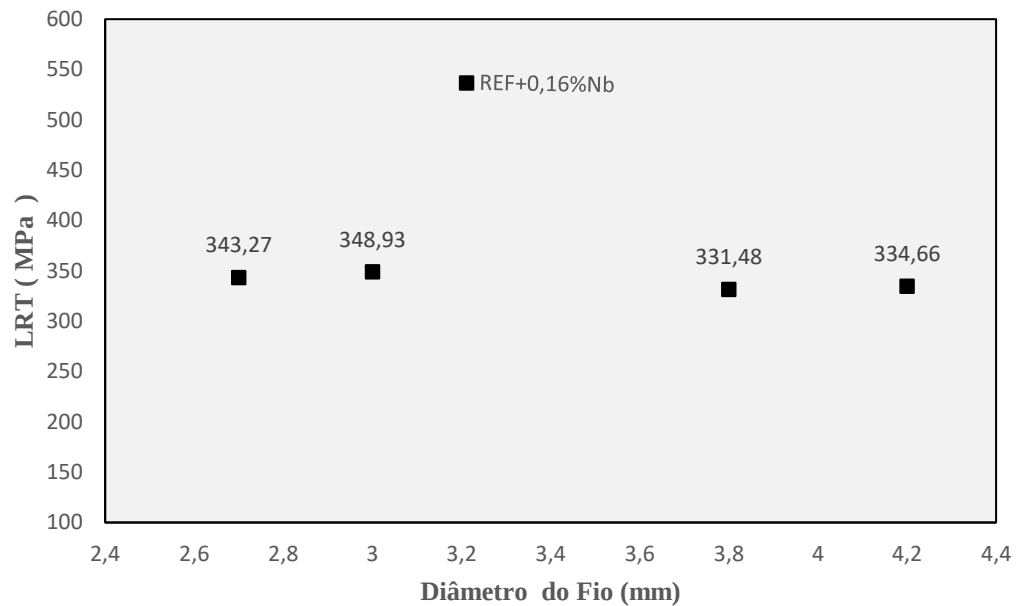
De forma análoga a caracterização da liga REF, para a adicionada de Nióbio foi realizado o ensaio de LRT. Os resultados podem ser observados na tabela 14 e na Figura 30.

Tabela 14 Valores de LRT para liga modificada REF+0,16Nb.

Liga REF+0,16%Nb	LRT obtido dos corpos de prova (MPa)			
	343,27	348,93	331,48	334,66
Diâmetro dos CPs	2,7	3	3,8	4

Fonte: Autor (2021).

Figura 31 Plotagem dos resultados obtidos no ensaio de LRT para REF+0,16%Nb.



Fonte: Autor (2021).

Para a liga REF+0,16%Nb os melhores resultados de LRT foram para as bitolas 2,7mm e 3,0mm, todavia esta última teve um maior desempenho discreto com mínima diferença entre os diâmetros. O trabalho a frio de laminação nas bitolas menores, segundo Zhang et al (2018), tende a criar redes cristalinas mais compactas com melhor desempenho a resistência mecânica.

4.4.4. Termoresistividade da liga REF+0,16%Nb

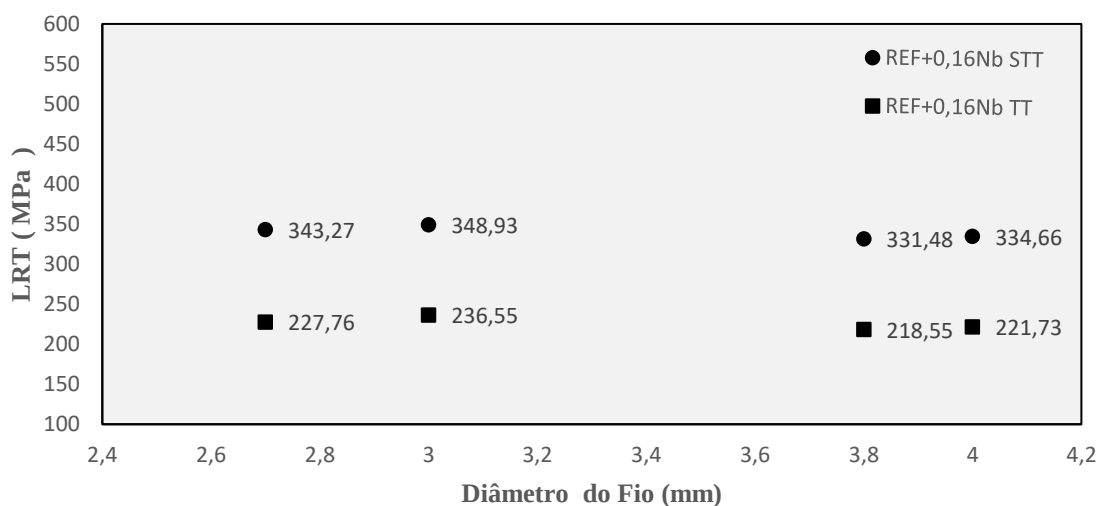
A Tabela 15 e a Figura 32 foram estruturadas para demonstrar os resultados referentes aos valores obtidos para os ensaios feitos para os fios. Os valores referenciais de comparação são para a liga não tratada (STT), isto é, 90%STT do LRT, ao qual a liga deve ter valores superiores para ser considerada termoresistente.

Tabela 15 Valores de LRT para a liga REF+0,16%Nb, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros 2,7mm e 3,0mm.

TERMORESISTÊNCIA LIGA REF+0,16%Nb			
Diâmetro dos CP's	LRT STT	LRT CTT (230°C/1h)	Perda (%)
2,7mm	343,27MPa	235,26MPa	31,40%
3,0mm	348,93MPa	238,55MPa	32,63%
3,8mm	331,48MPa	218,55MPa	34,06%
4,0mm	334,66MPa	221,73MPa	33,14%

Fonte: Autor (2021).

Figura 32 Gráfico de resultados Valores de LRT para a liga REF+0,16%Nb, segundo procedimentos norma COPEL para os diâmetros de 2,7 mm e 3,0mm.



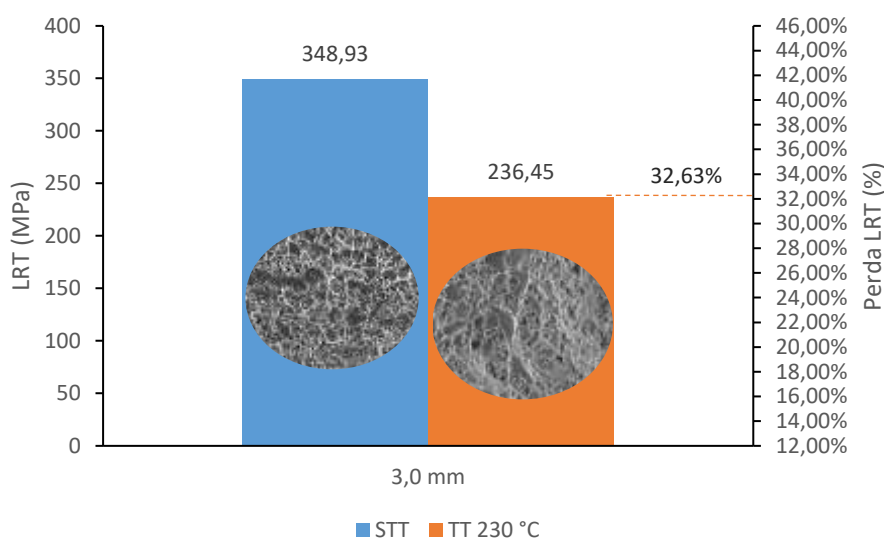
Fonte: Autor (2021).

Os resultados acima apresentados para a liga REF+0,16%Nb, todos os diâmetros apresentaram deformação muito acima de 25% do LTR de referência para a liga não tratada. Na Figura 32 pode-se observar a diferença entre os valores. Com os dados apresentados é possível concluir que nenhum dos diâmetros da liga REF+0,16%Nb atende os requisitos preconizados pela norma COPEL, perda não superior a 10% do LRT, para ser classificada como termoresistente.

Os resultados apontam que o material ao sofrer recuperação estática à 230°C por conta da perda significativa de LRT, aliada com a possível dispersão de partículas de segunda fase e o coalescimento da amostra (ver Figura 33).

Tendo em vista o melhor desempenho para o cabo de 3,0mm a Figura 34 demonstra a correlação entre perda percentual e absoluta de LRT e a microestrutura para condições STT e TT à 230°C/1h, que corrobora com os resultados de ductilidade obtidos na seção 4.4.2 que após tratamento térmico o material torna-se mais dúctil e menor resistência mecânica como apresentando anteriormente.

Figura 33 Gráfico comparativo perda percentual de LRT e microestrutura da ruptura



Fonte: Autor (2021).

4.4.4.1. Fratografia

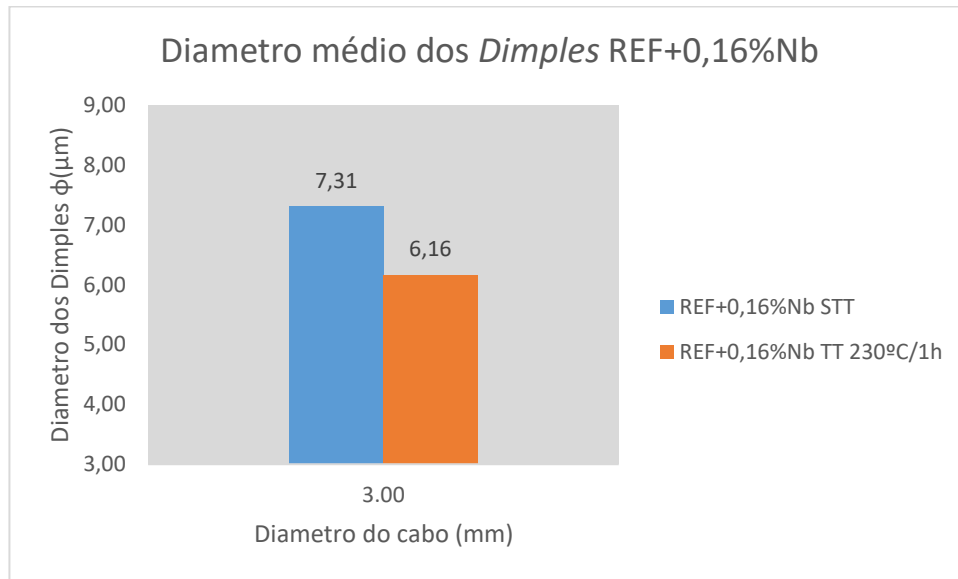
Com a obtenção de melhor LRT para o fio de 3,00mm, este foi separado para verificar os indícios que levaram a fratura. Relacionados a seguir na Tabela 16, são apresentados os dados obtidos na medição dos *dimples* para liga REF+0,16%Nb STT e TT a 230°C/1h para o fio de 3,0mm, assim como na Figura 34 é apresentado um breve comparativo. Ainda é possível visualizar, comparativamente, na Figura 32 a apresentação destes dados.

Tabela 16 Diâmetro médio dos *dimples* para liga REF+0,16%Nb STT e TT.

Diâmetro dos "dimples"				
Liga	Dimâmetro do cabo (mm)	Diâmetro médio(μm)	Variância	Desvio Padrão
REF+0,16%Nb STT	3.00	7,31	1,64	2,69
REF+0,16%Nb TT 230°C/1h	3.00	6,16	0,83	0,64

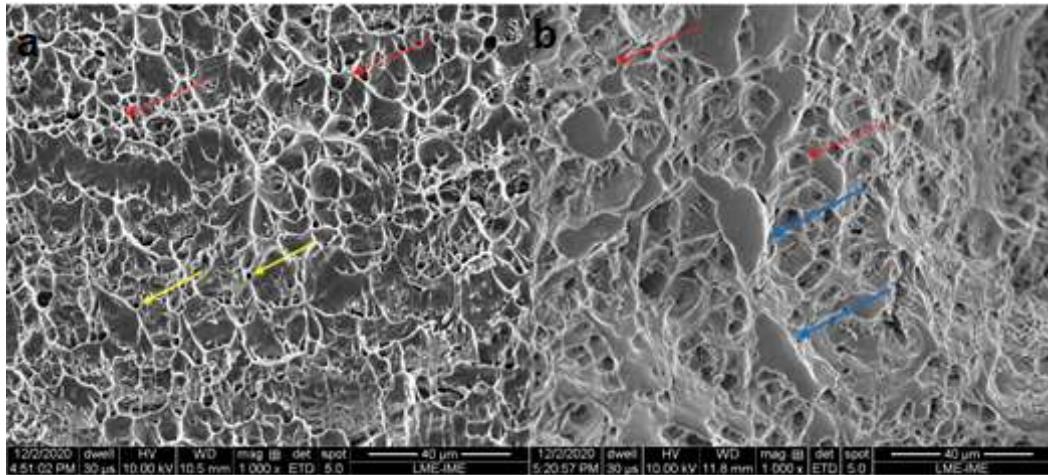
Fonte: Autor (2021).

Figura 34 Diagrama comparativo do diâmetro médio do *dimples* para liga REF+0,16%Nb STT e TT à 230°C/1h.



Fonte: Autor (2021).

Figura 35 Micrografia da fratura. a) Liga REF+0,16%Nb STT; b) Liga REF+0,16%Nb TT.



Fonte: Autor (2021).

A observação da topografia da fratura revela a predominância de ruptura dúctil para ambos os casos, contudo a presença de superfícies geométricas definidas apontadas pelas setas azuis (Figura 35b) denota o coalescimento do material, tão bem quanto a presença de pequenas inclusões (setas vermelhas) denotam tanto comportamento dúctil como frágil na liga tratada, caracterizando uma fratura dúctil-frágil para liga TT. Contudo, ressalta-se que o comportamento foi pontual na região capturada.

Ocorre também a redução do diâmetro médio dos *dimples*, evidenciado a ocorrência da redução das discordâncias e rearranjo microestrutural, da mesma forma alívio de tensões ocasionados pelo aquecimento da amostra tem efeito significativo na redução da resistência e levando a redução das microcavidades no processo de ruptura.

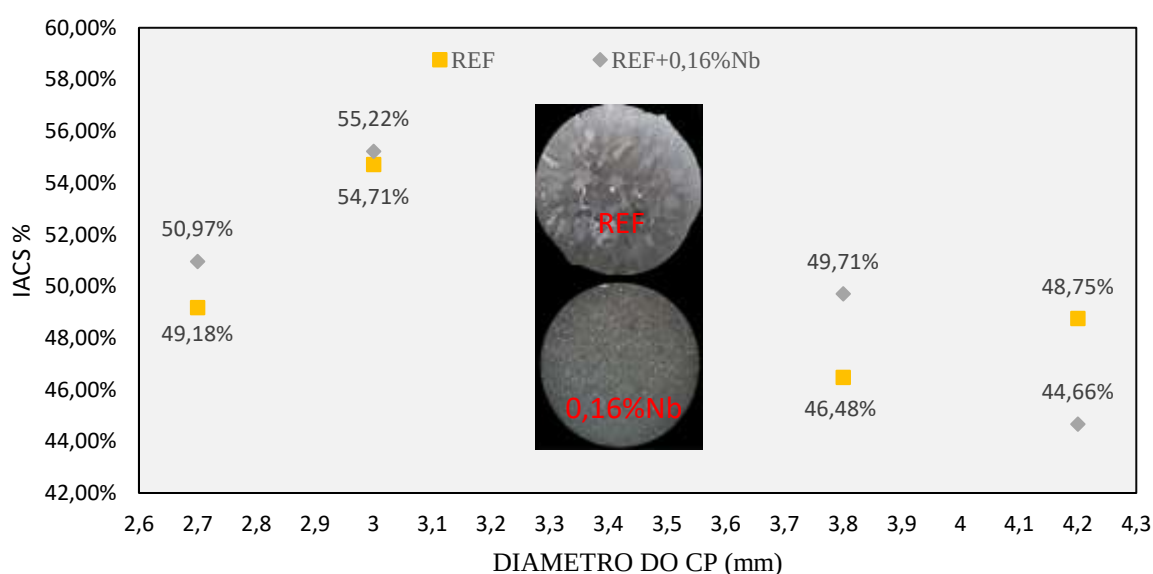
4.5. Comparação dos resultados das Ligas

Nas próximas seções serão feitas comparações entre resultados obtidos da liga REF e REF+0,16%Nb para a bitola de 3,00mm que apresentou os melhores resultados de condutividade e resistência mecânica.

4.5.1. Condutividade Elétrica

Abaixo na Figura 36 é apresentada a comparação dos resultados obtidos para as ligas REF e REF+0,16%Nb. A liga modificada mostra-se mais condutiva em relação a REF, isso da-se pela disposição cristalina mais refinada apresentada pela liga REF+0,16%Nb e a presença do Nb que interfere diretamente no comportamento elétrico.

Figura 36 Comparação da condutividade entre REF e RE+0,16Nb



Fonte: Autor (2021).

Poucos trabalhos (TAN et al., 2006; CAR et al., 2013; LEYAROVSKI et al.,) tem abordado aplicação semelhante na literatura abordando sobre as propriedades de condutividade do Nb na parte descendente do diagrama de equilíbrio, para comparar com os resultados obtidos neste trabalho, contudo é notável a contribuição do nióbio para o aumento nas propriedades elétricas da liga.

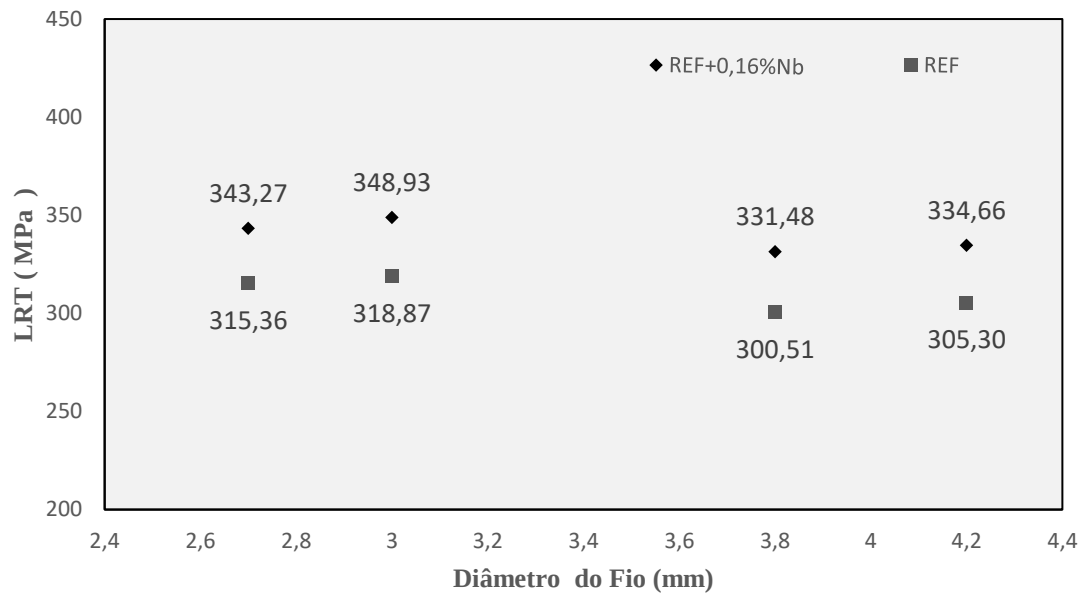
4.5.2. Comparação entre a Ductilidade e LRT para REF e REF+0,16%Nb

A Figura 37 e a Figura 38 apresenta graficamente a comparação dos resultados para as características de LRT e deformabilidade das ligas REF e REF+0,16%Nb. Os gráficos demonstram que a resistência mecânica expressa por REF+0,16%Nb tem os maiores perfis de resistência e deformabilidade, em praticamente todos os diâmetros, muito embora haja comportamento semelhante entre as ligas sendo muito discreta a diferença entre os valores obtidos para o alongamento, ainda que REF+0,16%Nb seja mais refinada em relação a REF.

Segundo Audebert; Sirkin; Escorial (1997) e Audebert; Galano; Saporiti (2014) afirmam que nos sistemas Al-Nb, no trecho de equilíbrio rico em alumínio (99%Al>Nb) é possível a formação de estruturas amorfas, em escala nanométrica, que incrementam no desempenho tenacidade e ductilidade. Logo a formação destas partículas em ambas as ligas possa ter beneficiado o comportamento semelhante.

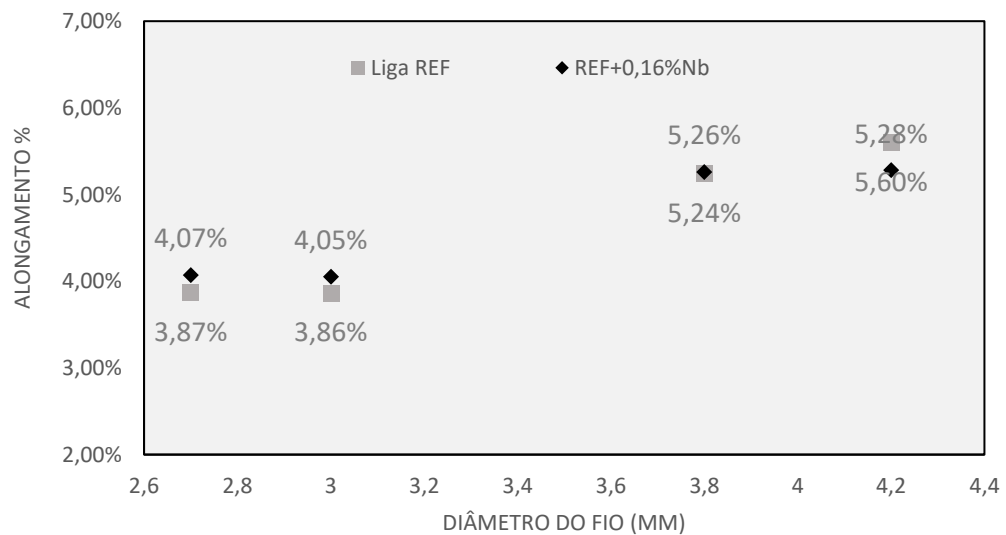
Outro fator que contribui para o melhor desempenho é a melhor resposta ao encruamento da liga ao trabalho frio em decorrência do processo de trefilação, combinados com as vacâncias, deslocamentos do limites de grãos, que sempre agem como locais de nucleação de precipitados e a estrutura mais refinada conferida pela ação do Nb (AUDEBERT; GALANO; SAPORITI, 2014; LIN et al., 2016a).

Figura 37 Comparação do LRT para as ligas REF e REF+16%Nb.



Fonte: Autor (2021).

Figura 38 Comparação dos valores de alongamento para REF e REF0,16%Nb.



Fonte: Autor (2021).

4.5.3. Comparação entre os resultados do termoresistividade das ligas

Na Figura 39 e Figura 40 é realizada a comparação entre os resultados obtidos no teste de termoresistividade para a liga REF e REF+0,16%Nb, respectivamente. O comportamento da liga não tratada apresenta maior resistência para todos os diâmetros da liga REF+0,16%Nb, isso se deve a estrutura cristalina mais refinada que facilita o encruamento do material. A liga modificada mantém comportamento mais dúctil (ver Figura 41 e Figura 42)

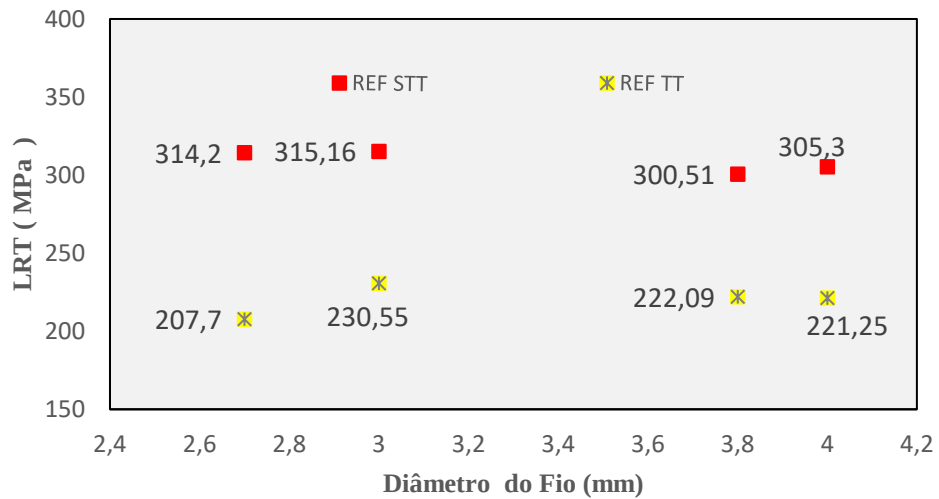
Na comparação o diâmetro com melhor desempenho é o de 3,0mm, Há perdas superiores a 25 % e 30% para REF e REF+0,16%Nb, respectivamente (ver Figura 43). Embora, a perda significativa de LRT para todas as ligas tratada à 230°C, contudo, o material adicionado de Nb permanece com maiores valores de LRT após o TT à 230°C.

Ao observar a microestrutura de REF+0,16%Nb (Figura 43 e 45) pode ser visto que ao ser tratada a liga sofre menor influência ao TT, em comparação com REF, na deformabilidade em decorrência da precipitação do composto químico NbAl₃ (ver Figura 40) que tem maior ponto de fusão (acima de 1000°C) e é estável a temperaturas até 1200°C (AUDEBERT; GALANO; SAPORITI, 2014; LIN et al., 2016a).

Ainda, é importante corroborar que o trabalho a frio causa a movimentação das discordâncias, assim como a aplicação do tratamento térmico combinado com o processo de recuperação estática que leva a aniquilação desses defeitos cristalinos (LIU et al., 2015a), leva as perdas expressivas de LRT para ambos materiais.

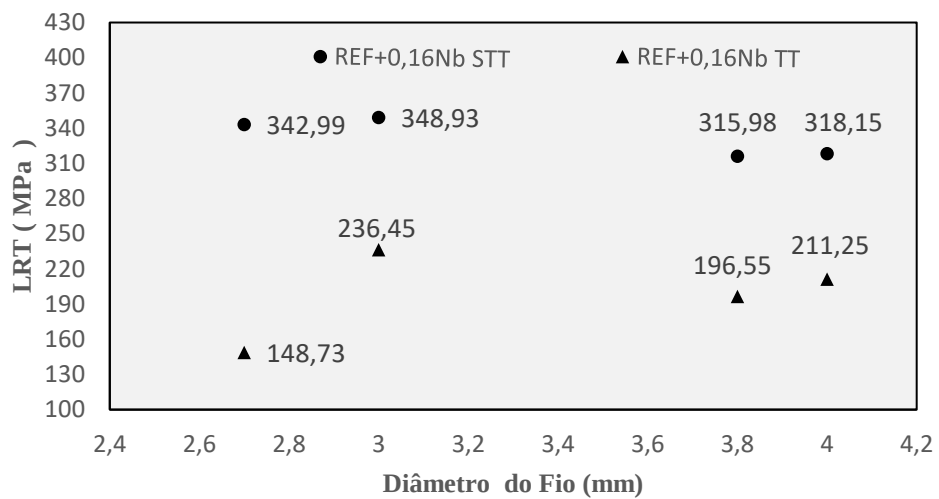
Por fim, a influência do refino causado pelo Nb leva a liga REF+0,16%Nb a possuir uma maior resistência, mesmo após sofrer tratamento térmico e ter quedas significativas de resistência mecânica. Com isso, concluímos que nenhuma das ligas submetidas ao Norma COPEL é termoresistente após submetida a TT 230°C.

Figura 39 Resultados da termoresistividade para as ligas REF antes da termoresistividade e após tratamento térmico (TT) a 230°C, conforme protocolo COPEL.



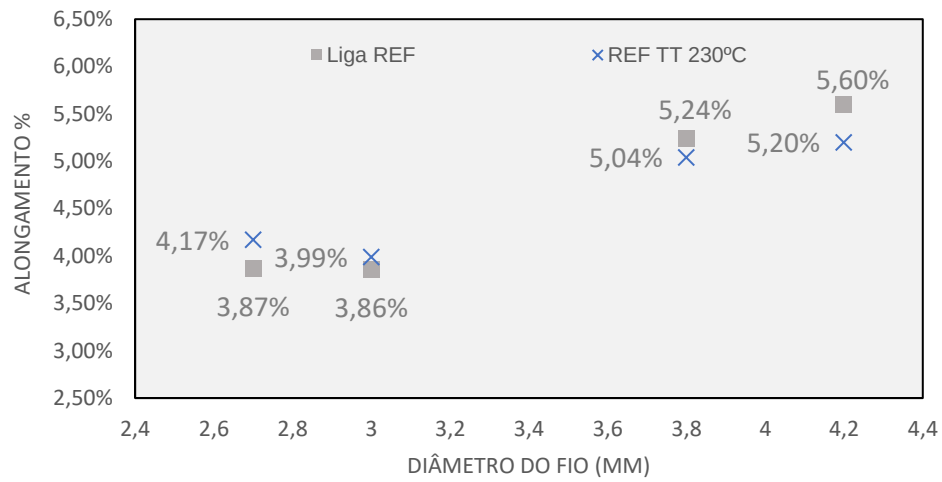
Fonte: Autor (2021).

Figura 40 Gráfico Comparativo LTR REF+0,16%Nb pré teste de termoresistividade e pós Teste.



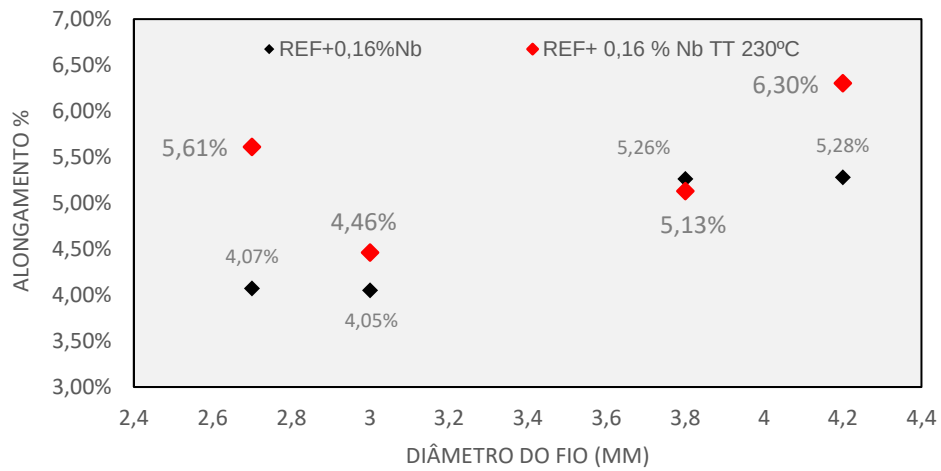
Fonte: Autor (2021).

Figura 41 Resultados do alongamento para REF Antes e depois do teste de termoresistividade.



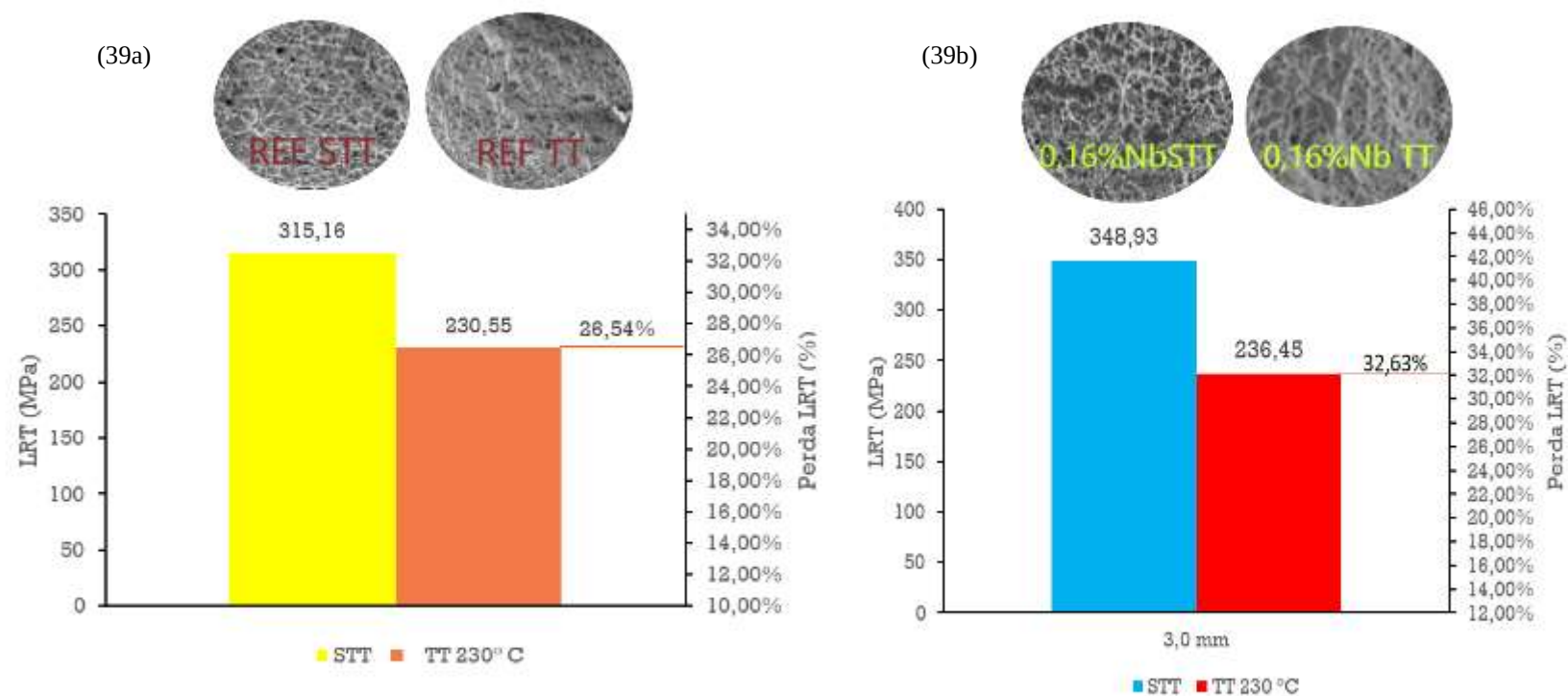
Fonte: Autor (2021).

Figura 42 Resultados do alongamento para REF+0,16%Nb Antes e depois do teste de termoresistividade.



Fonte: Autor (2021).

Figura 43 Comparação da perda de LRT após teste de termoresistividade. (39a) Perdas para liga REF; (39b) Perdas para liga REF+0,16%Nb.



Fonte: Autor (2021).

4.5.3.1. Fratografia comparativa.

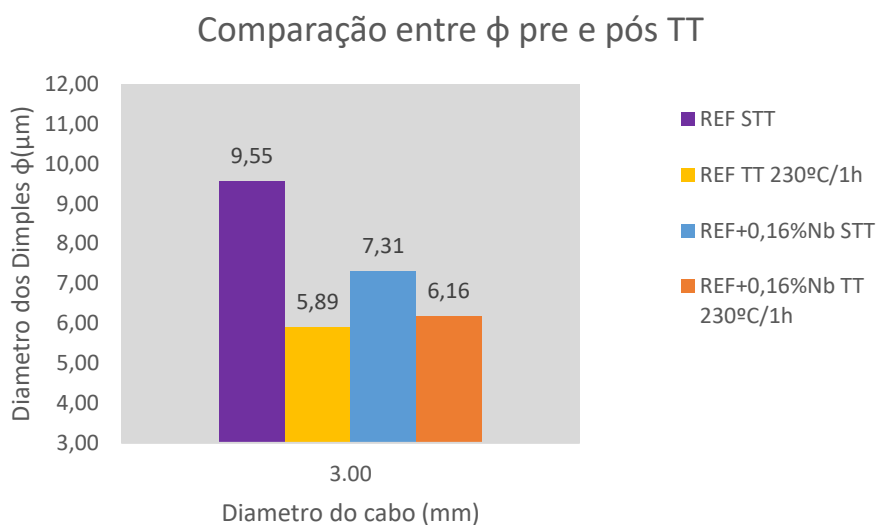
Em virtude do melhor resultado para LRT para a bitola de 3,00mm, a seguir serão comparados os resultados obtidos tanto para liga REF quanto para a liga REF+0,16%Nb quanto a topografia da fratura. A Tabela 17 retoma os resultados já apresentados nas seções anteriores do valor do diâmetro médio do *dimples* para ambas as ligas. Ainda, na Figura 44 é apresentado o comparativo entre diâmetro médio das microcavidades para REF e REF+0,16%Nb. Por fim, figura 45 mostra a topografia da fratura para estas ligas.

Tabela 17 Resultado obtidos para os *dimples* para as ligas REF e REF+0,16%Nb nas condições STT e TT à 230°C/1h.

Liga	Diâmetro dos "dimples"			
	Dimâmetro do cabo (mm)	Diâmetro médio(μm)	Variância	Desvio Padrão
REF STT	3.00	9,55	1,32	1,56
REF TT 230°C/1h	3.00	5,89	1,70	2,90
REF+0,16%Nb STT	3.00	7,31	1,64	2,69
REF+0,16%Nb TT 230°C/1h	3.00	6,16	0,83	0,64

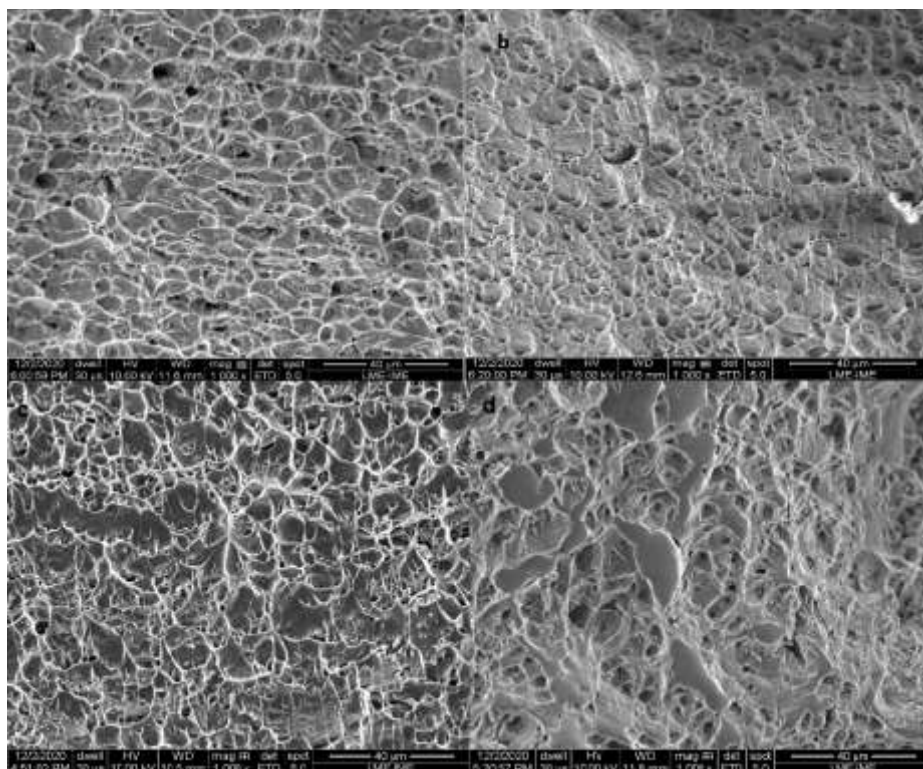
Fonte: Autor (2021).

Figura 44 Diagrama comparativo da média ϕ do *dimples* para o cabo de 3,0mm para todas as ligas analisadas.



Fonte: Autor (2021).

Figura 45 Fratografia das ligas REF e REF+0,16%Nb. 39a) REF STT; 39b) REF TT 230°C/1h; 39c) REF+0,16%Nb STT; 39d) REF+0,16%Nb TT 230°C/1h



Fonte: Autor (2021).

As ligas não tratadas apresentam *dimples* com tamanho médio maior em relação as ligas que sofreram aquecimento (observado na Tabela 16 e Figura 39). Observando a Figura 45, é possível notar que as ligas TT à 230°C/1h tem um aspecto menos grosseiro que denota que ocorreu o coalescimento das amostras, assim como o rearranjo pós TT, e aniquilação de discordâncias, confirmando os resultados de LRT apresentados.

4.6. Análise da condutividade após aquecimento.

4.6.1. Efeitos na condutividade em decorrência do teste de termoresistividade.

O tratamento térmico aplicado, com objetivo de avaliação das propriedades mecânicas de termoresistividade, acabam implicando nas alterações na condutividade do material. Assim, é interessante e importante verificar como o TT impactou e afetou nestas propriedades, embora

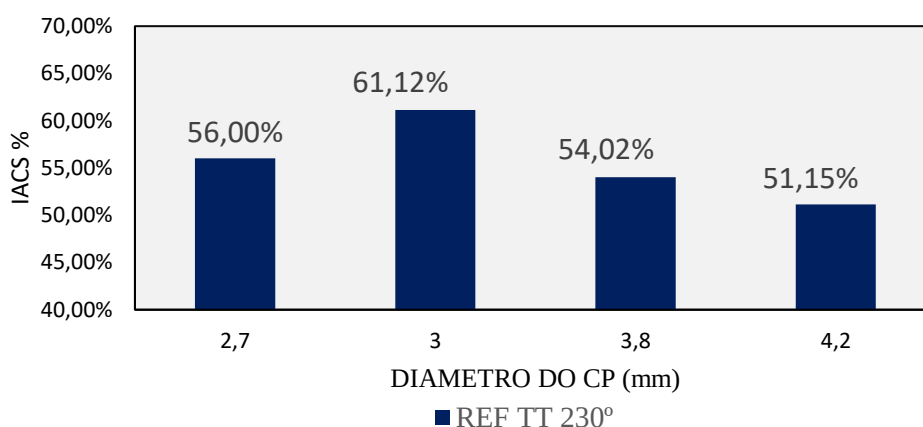
na prática os fios não sejam tratados para aplicação, haja a vista dependendo das aplicações seja essencial conhecer a fenomenologia.

4.6.1.1. Efeitos na condutividade elétrica da liga REF.

Ao ser submetida ao tratamento térmico à 230°C a liga REF tem ganho significativo de condutividade (Figura 46), especialmente o fio de 3,0mm (Figura 47), há ganhos significativos na condutividade que chegam a cerca de 6% a mais após TT. Segundo OSUCH et al. (2018) HAN et al. (2017) partículas primárias, compostos formados a base de Si e Mg, responsáveis pelo endurecimento da liga e maior resistividade tendem a se manter metaestáveis em temperaturas até 100°C, acima de 200°C.

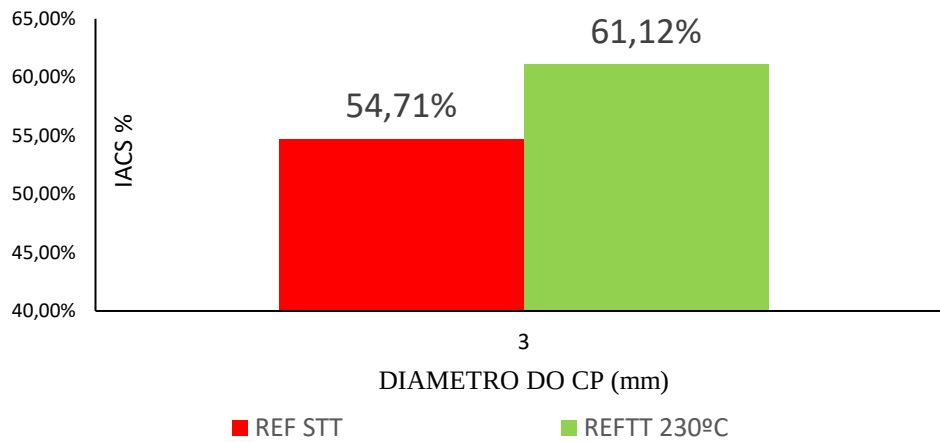
Segundo os autores elas tendem a se solubilizar na matriz do Al migrando do contorno de grão para o interior dele e eliminando defeito e vacâncias, beneficiando assim o aumento da condutividade. Esta correlação pode ser observada no aumento dos valores de alongamento (Figura 41).

Figura 46 Condutividade REF após teste de termoresistividade.



Fonte: Autor (2021).

Figura 47 Condutividade do Fio 3,00m para REF antes e pós teste de termoresistividade.

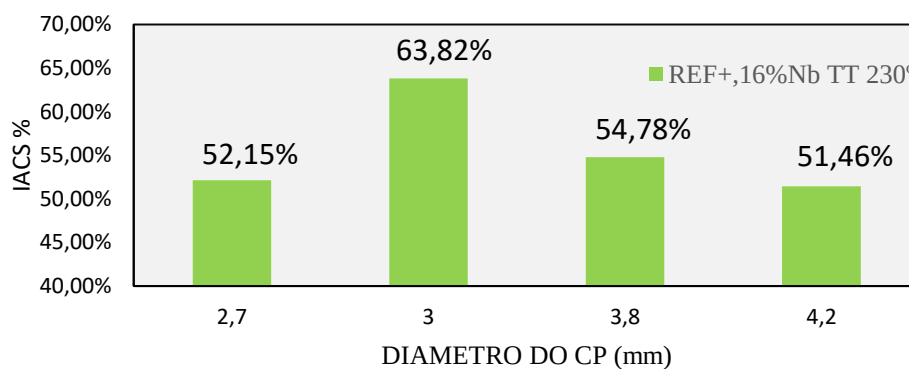


Fonte: Autor (2021).

4.6.1.2. Efeitos na condutividade elétrica da liga REF+0,16%Nb.

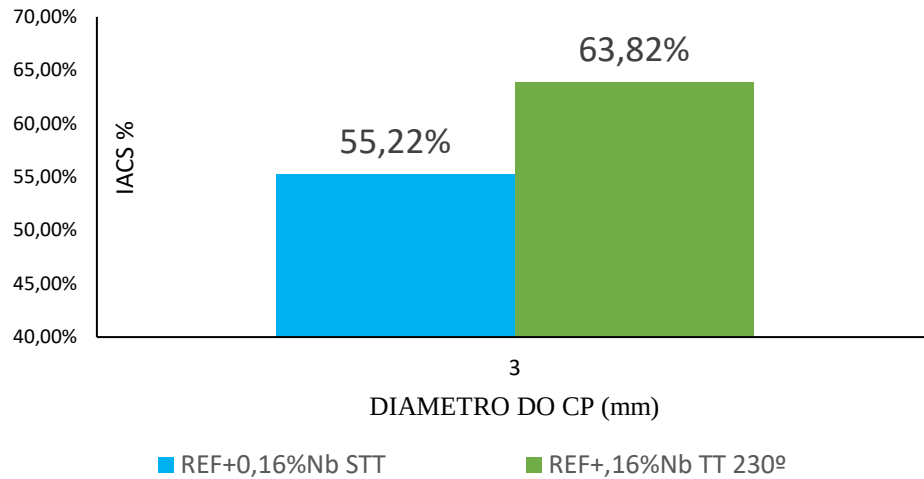
A liga modificada após ser submetida ao teste de termoresistividade, apresentou os seguintes valores de condutividade mostrados na Figura 48. Novamente o diâmetro 3,0mm se descava em valores absolutos de condutividade, com ganhos de até 9% a mais em relação a liga não aquecida, algo muito significativo no momento de aplicações práticas a materiais submetidos a temperaturas elevadas e a baixa condições de tensão.

Figura 48 Condutividade elétrica de REF+0,16%Nb após teste de termoresistividade



Fonte: Autor (2021).

Figura 49 Condutividade do Fio 3,00m para liga modificada antes e pós teste de termoresistividade.

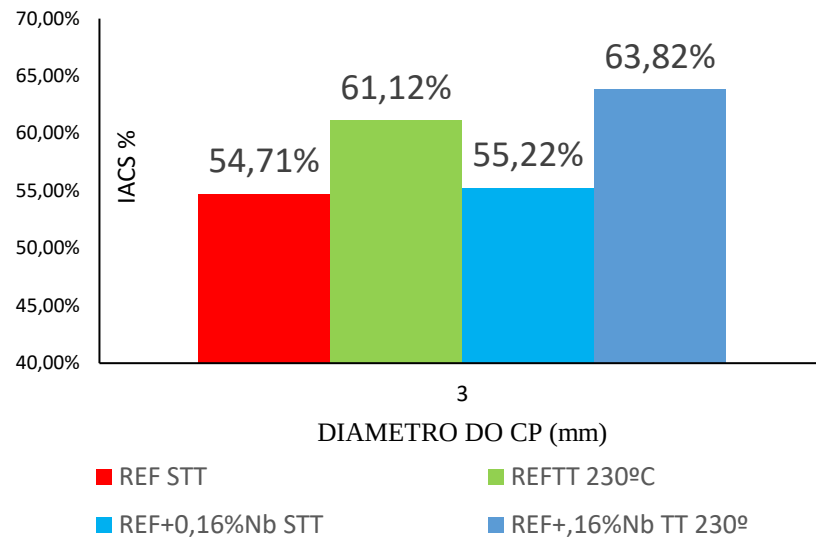


Fonte: Autor (2021).

4.6.1.3. Comparativo entre os efeitos na condutividade elétrica nas ligas REF e REF+0,16%Nb.

Na figura 50 é apresentada a comparação da condutividade entre as ligas de REF e REF+0,16%Nb. Como já exposto antes ambas as ligas têm ganho significativo nos valores de condutividade, todavia a liga com nióbio tem o maior ganho na condutividade, cerca de 9% a mais, em virtude de uma microestrutura mais refinada e da possível precipitação de NbAl_3 após o processo de tratamento térmico.

Figura 50 Comparativo entre valores de condutividade para o fio de 3,0mm entres ligas REF e REF+0,16%Nb antes e depois do teste de termoresistividade



5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Com os resultados obtidos e todas as análises postas anteriormente sobre as ligas REF (Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg) e REF+0,16%Nb é possível traçar os comentários acerca dos objetivos propostos inicialmente no escopo deste trabalho.

I. Caracterizar a liga base quimicamente pertencente a liga da série 6xxx.

A liga REF foi caracterizada como pertencente ao grupo da série 6101.

II. Investigar o comportamento macroestrutural das liga de referência e da liga modificada.

A análise macroestrutural revelou que a adição de nióbio confere uma estrutura mais refinada e coesa, conferindo ao material peculiares propriedades mecânicas e elétricas.

III. Avaliar o comportamento elétrico das ligas após deformação a frio.

A liga REF+0,16%Nb mostrou-se menos resistiva que REF nos resultados de condutividade elétrica, obtendo melhores valores de condutividade. O diâmetro de 3,0mm mostrou-se mais promissor para aplicação para REF+0,16%Nb.

Avaliar o comportamento mecânico das ligas após deformação a frio;

Após trabalho a frio a liga REF+0,16%Nb obteve resistência superior para valores de LRT em relação a REF, cerca de 30MPa a mais. A liga com nióbio mostrou-se, ligeiramente, mais dúctil em relação a liga REF. REF+0,16%Nb sofre mais deformação em relação a liga de referência.

V. Avaliar o comportamento mecânico das ligas após deformação a frio e teste de termo resistividade;

V.i Para liga REF

Liga REF mostrou-se não termoresistente por apresentar perdas superiores à 10% de LRT, não atendendo os requisitos conforme norma COPEL. O diâmetro de 3,0mm apresentou a menor perda, exatamente, 24,54%.

V.ii Para liga REF+0,16%Nb

A liga REF+0,16%Nb mostrou perder de LRT superiores a 10%, assim não podendo ser classificada como termoresistente, conforme parâmetros preconizados na norma COPEL. Na liga modificada com Nb o diâmetro de 3,00 apresentou a menor perda de LRT, exatamente 32,63%. A liga com Nb aparentemente não tem boa aceitação a tratamento térmico mesmo de baixa intensidade, como recuperação estática.

VI. Avaliar quanto aspectos de efeitos causados em virtude da termoresistividade (Recuperação estática).

VI.i. Quanto ao aspecto da topografia da fratura

As microcavidades para liga REF+0,16%Nb tem menor diâmetro médio e está diretamente relacionado com maiores perfis de valores de alongamento percentual (φ) e maiores resistências de LRT.

VI.ii Condutividade e alongamento

VI.ii.i Para liga REF

As amostras tendem a ter maiores valores tanto para alongamentos e condutividade, portanto maior ductilidade e perda de resistividade. O Diâmetro de 3,0mm teve o maior valor na condutividade elétrica com ganhos de aproximadamente 6% após o aquecimento da amostra.

VI.ii.ii Para liga REF+0,16%Nb

As amostras da liga modificada demonstraram ter valores superiores após aquecimento tanto para valores de condutividade e alongamento. As amostras com bitola de 3,0mm tiveram os melhores resultados para condutividade, com aumento desta em aproximadamente 9% de aumento em relação as amostras que não sofreram aquecimento

VI.ii Condutividade e alongamento

VI.ii.iii Comparação da condutividade elétrica entre as ligas REF e REF+0,16%Nb

Ambas as ligas apresentaram valores promissores para a condutividade elétrica, mas destaca-se, especialmente, a liga REF+0,16%Nb que tem valor absoluto superior no ganho de condutividade elétrica em relação a liga de REF, há ganho de 9% para liga modificada. Essa diferença dá-se pela possível precipitação do composto NbAl₃ que potencializa a condutividade da liga REF+0,16%Nb combinado com o processo de recuperação estática.

VI.ii.iv Comparação do Alongamento entre as ligas REF e REF+0,16%Nb

A liga REF+0,16%Nb tem os maiores valores para alongamento, denotando caráter mais dúctil a liga REF. Assim, a liga modificada sofre maiores deformações.

6. TRABALHOS FUTUROS

Por meio das análises dos resultados do trabalho desenvolvido, são sugeridas linhas de pesquisa para trabalhos futuros:

- Avaliar os efeitos causados por outras dosagens de nióbio superiores a 0,16% na liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%Mg;
- Estudar a curva de resfriamento e sua influência no processo de formação de compostos intermetálicos;
- Estudar a correlação do efeito do tempo de envelhecimento da liga superiores e inferiores a 1h e as consequências nas propriedades condutivas e resistência mecânica do material;
- Avaliar a resistência a corrosão da liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%-Mg0,16%Nb.
- Avaliar as propriedade de microdureza da liga e sua evolução deste com o processo de envelhecimento da liga Al-0,05%Cu-[0,25-0,35]%Fe-0,5%Si-0,6%-Mg0,16%Nb.
- Investigar a presença de compostos intermetálicos por meio de microscopia TEM, SEM e outros métodos aplicáveis.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDELAZIZ, Mohamed Hassan; SAMUEL, Agnes M.; DOTY, Herbert W.; VALTIERRA, Salvador; SAMUEL, Fawzy 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. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.03.003>.

ALVES, Adilson Rangel; COUTINHO, Aparecido dos Reis. Life cycle assessment of niobium: A mining and production case study in Brazil. **Minerals Engineering**, v. 132, p. 275–283, mar. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2018.11.041>.

ASHKENAZI, Dana. 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. <https://doi.org/10.1016/j.techfore.2019.03.011>.

AUDEBERT, F.; GALANO, M.; SAPORITI, F. The use of Nb in rapid solidified Al alloys and composites. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 615, p. S621–S626, dez. 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.129>.

AUDEBERT, F.; SIRKIN, H.; ESCORIAL, A.García. Aluminum-base Al-Fe-Nb amorphous and nanostructured alloys. **Scripta Materialia**, v. 36, n. 4, p. 405–410, fev. 1997. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00401-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00401-0).

AYBEY, Muhammed; YENER, Tuba; IPEK, Mediha; ZEYTIN, Sakin. Effect of holding time on the production of Nb–NbAl₃ intermetallic composites via electric-current-activated sintering. **Materiali in tehnologije**, v. 51, n. 1, p. 55–58, 14 fev. 2017. <https://doi.org/10.17222/mit.2015.179>.

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. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00330-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00330-5).

BELOV, Nikolay A.; KOROTKOVA, Natalia O.; AKOPYAN, Torgom K.; PESIN, Alexander M. 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. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.240>.

BEROUAL, Said; BOUMERZOUG, Zakaria; PAILLARD, Pascal; BORJON-PIRON, Yann. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Cu and Al–Si–Mg cast alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 784, p. 1026–1035, maio 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.365>.

BOLZONI, L.; NOWAK, M.; HARI BABU, N. Grain refining potency of Nb–B inoculation on Al–12Si–0.6Fe–0.5Mn alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 623, p. 79–82, fev. 2015a. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.069>.

BOLZONI, L.; NOWAK, M.; HARI BABU, N. On the effect of Nb-based compounds on the microstructure of Al–12Si alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 162, p. 340–345, jul. 2015b. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2015.05.076>.

BOUSSINOT, G.; HÜTER, C.; SPATSCHEK, R.; BRENER, E.A. Isothermal solidification in peritectic systems. **Acta Materialia**, v. 75, p. 212–218, ago. 2014. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.04.055>.

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. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.04.046>.

BUFFINGTON, Jack. 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. <https://doi.org/10.1007/s11837-012-0381-6>.

BYKO, Maureen. Aluminum exhibits its versatility in art, life. **JOM**, v. 52, n. 11, p. 9–12, nov. 2000. <https://doi.org/10.1007/s11837-000-0192-z>.

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. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819539>.

CAI, Zhiyong; ZHANG, Chun; WANG, Richu; PENG, Chaoqun; QIU, Ke; FENG, Yan. Preparation of Al-Si alloys by a rapid solidification and powder metallurgy route. **Materials & Design**, v. 87, p. 996–1002, dez. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.106>.

CAR, T.; IVKOV, J.; JERČINOVIĆ, M.; RADIC, N. The relaxation processes in the Al-(Nb, Mo, Ta, W) binary amorphous thin films. **Vacuum**, v. 98, p. 75–80, dez. 2013. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.09.008>.

ÇETINARSLAN, Cem S. Effect of cold plastic deformation on electrical conductivity of various materials. **Materials & Design**, v. 30, n. 3, p. 671–673, mar. 2009. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.05.035>.

CHANG, Keke; LIU, Shuhong; ZHAO, Dongdong; DU, Yong; ZHOU, Liangcai; CHEN, Li. 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. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2010.11.009>.

CHEN, J.K.; HUNG, H.Y.; WANG, C.F.; TANG, N.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. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.09.090>.

CHEN, W.B.; XIAO, D.H.; WU, M.D.; HUANG, J.; HUANG, L.P.; LIU, W.S. Effect of cold rolling pre-deformation on microstructure and properties of V-1469 Al-Li alloy. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, p. 9675–9683, set. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.028>.

CHEN, Xianhua; LIU, Lizi; PAN, Fusheng; MAO, Jianjun; XU, Xiaoyang; YAN, Tao. 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. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2015.03.012>.

CHEN, Y.; CLAUSEN, A.H.; HOPPERSTAD, O.S.; LANGSETH, M. 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. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2009.07.013>.

CHOI, Sung-Hwan; SUNG, Si-Young; CHOI, Hyun-Joo; SOHN, Young-Ho; HAN, Bum-Suck; LEE, Kee-Ahn. High Temperature Tensile Deformation Behavior of New Heat Resistant Aluminum Alloy. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 159–164, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.029>.

CLAUSEN, Arild H.; BØRVIK, Tore; HOPPERSTAD, Odd S.; BENALLAL, Ahmed. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.08.027>.

CLYNE, T. W.; NAZAR, A. M. M.; PRATES, M.; DAVIES, G. J. Grain refinement of aluminium using niobium additions. **Metals Technology**, v. 5, n. 1, p. 302–308, jan. 1978. <https://doi.org/10.1179/mt.1978.5.1.302>.

CUI, Senlin; JUNG, In-Ho. Thermodynamic modeling of the quaternary Al-Cu-Mg-Si system. **Calphad**, v. 57, p. 1–27, jun. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2017.02.002>.

CUI, Xiaoli; WU, Yuying; ZHANG, Guojun; LIU, Yibo; LIU, Xiangfa. Study on the improvement of electrical conductivity and mechanical properties of low alloying electrical aluminum alloys. **Composites Part B: Engineering**, v. 110, p. 381–387, fev. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.11.042>.

DE CARVALHO BELLO, Claudia Brito; BOEM, Ingrid; CECCHI, Antonella; GATTESCO, Natalino; OLIVEIRA, Daniel V. 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. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.05.168>.

DICKS, Robert; WANG, Fude; WU, Xinhua. The manufacture of a niobium/niobium-silicide-based alloy using direct laser fabrication. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 1752–1757, fev. 2009. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.042>.

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. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00570-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00570-5).

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. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.02.050>.

DU, Qiang; TANG, Kai; MARIOARA, Calin D.; ANDERSEN, Sigmund J.; HOLMEDAL, Bjørn; HOLMESTAD, Randi. 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. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.052>.

DU, Yong; LIU, Shuhong; ZHANG, Lijun; XU, Honghui; ZHAO, Dongdong; WANG, Aijun; ZHOU, Liangcai. 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. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2011.06.007>.

ELLIOTT, Rodney P.; SHUNK, Francis A. The Al–Nb system (Aluminum-Niobium). **Bulletin of Alloy Phase Diagrams**, v. 2, n. 1, p. 75–81, jun. 1981. <https://doi.org/10.1007/BF02873708>.

ELSEBAIE, Ossama; SAMUEL, Agnes M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. 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. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.031>.

FADAYOMI, Oladeji; CLARK, Rachel; THOLE, Violet; SANDERS, Paul G.; ODEGARD, Gregory M. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.111>.

FADAYOMI, Oladeji; CLARK, Rachel; THOLE, Violet; SANDERS, Paul G.; ODEGARD, Gregory M. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.111>.

FONSECA, Altino dos Santos; ALMEIDA, Denyson Teixeira; DANIEL, Brenda Thayssa Figueira; PRAZERES, Emerson Rodrigues; QUARESMA, José Maria do Vale. 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 NÍOBIO, PARA TRANSPORTE E DISTRIBUIÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA / EVALUATION OF THE ELECTRICAL, MECHANICAL RESISTANCE AND THERMOSISTIVITY OF THE ALLOY AL-0.05% CU- [0.25-0.35]% FE-0.5% SI-0.6%MG WITH ADDITION OF (0.13)% NIOBUS, FOR TRANSPORT AND DISTRIBUTION OF ELECTRICITY. **Brazilian Journal of Development**, v. 6, n. 12, p. 102947–102964, 2020. <https://doi.org/10.34117/bjdv6n12-695>.

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. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2005.09.021>.

GU, Jian; GU, Sasa; XUE, Lihong; WU, Shusen; YAN, Youwei. Microstructure and mechanical properties of in-situ Al₁₃Fe₄/Al composites prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering. **Materials Science and Engineering: A**, v. 558, p. 684–691, dez. 2012. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.076>.

HAN, Y.; SHAO, D.; CHEN, B. A.; PENG, Z.; ZHU, Z. X.; ZHANG, Q.; CHEN, X.; LIU, G.; LI, X. M. Effect of Mg/Si ratio on the microstructure and hardness–conductivity relationship of ultrafine-grained Al–Mg–Si alloys. **Journal of Materials Science**, v. 52, n. 8, p. 4445–4459, abr. 2017. <https://doi.org/10.1007/s10853-016-0691-0>.

HEKKERT, M.P.; SUURS, R.A.A.; NEGRO, S.O.; KUHLMANN, S.; SMITS, R.E.H.M. 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. <https://doi.org/10.1016/j.techfore.2006.03.002>.

HORIKAWA, Keitaro; MATSUBARA, Takuya; KOBAYASHI, Hidetoshi. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138199>.

INGARAO, Giuseppe; PRIARONE, Paolo C.; DENG, Yelin; PARASKEVAS, Dimos. 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. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.12.115>.

IRFAN, M.A.; SCHWAM, D.; KARVE, A.; RYDER, R. Porosity reduction and mechanical properties improvement in die cast engine blocks. **Materials Science and Engineering: A**, v. 535, p. 108–114, fev. 2012. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.049>.

JIANG, Cheng-Lu; JIAO, Zhen; ZENG, Wei; LIU, Fu-Sheng; TANG, Bin; LIU, Qi-Jun. Effects of different phases, compositional change, and doping on ductility improvement of NbAl₃ phases. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 788, p. 172–182, jun. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.177>.

JUNG, Jae-Gil; LEE, Sang-Hwa; CHO, Young-Hee; YOON, Woon-Ha; AHN, Tae-Young; AHN, Yong-Sik; LEE, Jung-Moo. Effect of transition elements on the microstructure and tensile properties of Al–12Si alloy cast under ultrasonic melt treatment. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 712, p. 277–287, jul. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.084>.

KANG, J.; SU, R.; WU, D.Y.; LIU, C.H.; LI, T.; WANG, L.S.; NARAYANASWAMY, B. 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. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.049>.

KARABAY, Sedat. 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. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2005.06.005>.

KAYODE, Oyindamola; AKINLABI, Esther Titilayo. An overview on joining of aluminium and magnesium alloys using friction stir welding (FSW) for automotive lightweight applications. **Materials Research Express**, v. 6, n. 11, p. 112005, 25 out. 2019. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3262>.

KERR, H W; KURZ, W. Solidification of peritectic alloys. **International Materials Reviews**, v. 41, p. 36, 1996. .

KIM, Kyoungdoc; ROY, Arijit; GURURAJAN, M.P.; WOLVERTON, C.; VOORHEES, P.W. First-principles/Phase-field modeling of θ' precipitation in Al-Cu alloys. **Acta Materialia**, v. 140, p. 344–354, nov. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.046>.

KUBIŇÁKOVÁ, Emília; DANIELIK, Vladimír; HÍVEŠ, Ján. 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. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.136>.

LEYAROVSKI, E; LEYAROVSKA, L; KRASNOPYOROV, E; KOKOT, L; HORYFL, R; MYDLARZ, T. Superconductivity and Magnetic .Properties of N b - A l Phases: Nb₂Al and NbAl₃ ., p. 4, [s. d]. .

LI, Guangjin; LIAO, Hengcheng; SUO, Xiaojing; TANG, Yunyi; DIXIT, Uday S.; PETROV, Pavel. 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. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.049>.

LIN, Gaoyong; ZHANG, Zongpeng; WANG, Hongyang; ZHOU, Ke; WEI, Yuyong. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.050>.

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

LIU, Guoping; WANG, Qudong; LIU, Teng; YE, Bing; JIANG, Haiyan; DING, Wenjiang. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.072>.

LIU, Hong; ZHAO, Gang; LIU, Chun-ming; ZUO, Liang. 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. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60059-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60059-4).

LIU, Teng; WANG, Qudong; SUI, Yudong; WANG, Qigui. Microstructure and Mechanical Properties of Overcast 6101–6101 Wrought Al Alloy Joint by Squeeze Casting. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 32, n. 4, p. 298–304, abr. 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2015.11.020>.

LIU, Zhao; CHEN, Yongliang; DU, Lupeng; LI, Pingyuan; CUI, Yajing; PAN, Xifeng; YAN, Guo. Preparation of Nb3Al superconductor by powder metallurgy and effect of mechanical alloying on the phase formation. **Journal of Modern Transportation**, v. 22, n. 1, p. 55–58, mar. 2014. <https://doi.org/10.1007/s40534-014-0036-0>.

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. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00455-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00455-4).

LOCCI, A.M.; LICHERI, R.; ORRÙ, R.; CINCOTTI, A.; CAO, G. Mechanical and electric current activation of solid–solid reactions for the synthesis of fully dense advanced materials. **Chemical Engineering Science**, v. 62, n. 18–20, p. 4885–4890, set. 2007. <https://doi.org/10.1016/j.ces.2007.01.009>.

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. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2554-9>.

MA, Liang; HUANG, Cheng; DOLMAN, Kevin; TANG, Xinhui; YANG, Jianjun; SHI, Zheng; LIU, Zhong-Sheng. A method to calculate the bulk hardness of metal matrix composite using Hadfield steel reinforced with niobium carbide particles as an example. **Mechanics of Materials**, v. 112, p. 154–162, set. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.06.005>.

MARIA L. MONTERO-SISTIAGA; MERTENS, Raya; VRANCKEN, Bey; WANG, Xiebin; VAN HOOREWEDER, Brecht; KRUTH, Jean-Pierre; VAN HUMBEECK, Jan. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 238, p. 437–445, dez. 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003>.

MAZZER, E.M.; KIMINAMI, C.S.; BOLFARINI, C.; CAVA, R.D.; BOTTA, W.J.; GARGARELLA, P.; AUDEBERT, F.; GALANO, M. Phase transformation and shape memory effect of a Cu-Al-Ni-Mn-Nb high temperature shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 663, p. 64–68, abr. 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.017>.

MAZZOLANI, Federico M. Competing issues for aluminium alloys in structural engineering. **Progress in Structural Engineering and Materials**, v. 6, n. 4, p. 185–196, out. 2004. <https://doi.org/10.1002/pse.178>.

MISHRA, Vagish D.; RAO, Balkrishna C.; MURTHY, H. Enhancement of Mechanical Properties by Cold-Rolling of Al6061. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 8263–8270, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.517>.

MIZIA, Ronald E.; CLARK, Denis E.; GLAZOFF, Michael V.; LISTER, Tedd E.; TROWBRIDGE, Tammy L. 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. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0991-6>.

MONDOL, S.; MAKINENI, S. K.; KUMAR, S.; CHATTOPADHYAY, K. Enhancement of High Temperature Strength of 2219 Alloys Through Small Additions of Nb and Zr and a Novel Heat Treatment. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 7, p. 3047–3057, jul. 2018. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4614-3>.

MURASHKIN, M. Yu; SABIROV, I.; SAUVAGE, X.; VALIEV, R. Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 1, p. 33–49, jan. 2016. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9>.

MYHR, Ole Runar; GRONG, Øystein; SCHÄFER, Carmen. 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. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3175-y>.

OSUCH, Piotr; WALKOWICZ, Monika; KNYCH, Tadeusz; DYMEK, Stanislaw. 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. <https://doi.org/10.3390/ma11071239>.

PARK, Doo-Hwan; CHOI, Sung-Woong; KIM, Jeong-Hyeon; LEE, Jae-Myung. Cryogenic mechanical behavior of 5000- and 6000-series aluminum alloys: Issues on application to offshore plants. **Cryogenics**, v. 68, p. 44–58, jun. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2015.02.001>.

POOLE, W.J.; WANG, X.; EMBURY, J.D.; LLOYD, D.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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.015>.

POURALIAKBAR, Hesam; JANDAGHI, Mohammad Reza; KHALAJ, Gholamreza. Constrained groove pressing and subsequent annealing of Al-Mn-Si alloy: Microstructure evolutions, crystallographic transformations, mechanical properties, electrical conductivity and corrosion resistance. **Materials & Design**, v. 124, p. 34–46, jun. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.053>.

PURCELL, W.; POTGIETER, H.; NETE, M.; MNCULWANE, H. Possible methodology for niobium, tantalum and scandium separation in ferrocolumbite. **Minerals Engineering**, v. 119, p. 57–66, abr. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2018.01.031>.

QI, Yuanshen; LAPOVOK, Rimma; ESTRIN, Yuri. Microstructure and electrical conductivity of aluminium/steel bimetallic rods processed by severe plastic deformation. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 14, p. 6860–6875, jul. 2016. <https://doi.org/10.1007/s10853-016-9973-9>.

RABINOVICH, Daniel. The allure of aluminium. **Nature Chemistry**, v. 5, n. 1, p. 76–76, jan. 2013. <https://doi.org/10.1038/nchem.1535>.

REMØE, Magnus S.; MARTHINSEN, Knut; WESTERMANN, Ida; PEDERSEN, Ketill; RØYSET, Jostein; MARIOARA, Calin. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.078>.

ROBERT, M.H.; FILHO, S.L.Urtiga. Mechanical properties of Al□NbAl₃ in situ composites. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 64, n. 1–3, p. 335–341, fev. 1997. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02584-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02584-8).

RYEN, Øyvind; HOLMEDAL, Bjørn; NIJS, Oscar; NES, Erik; SJÖLANDER, Emma; EKSTRÖM, Hans-Erik. Strengthening mechanisms in solid solution aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, n. 6, p. 1999–2006, jun. 2006. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0142-7>.

SAKAI, Taku; BELYAKOV, Andrey; KAIBYSHEV, Rustam; MIURA, Hiromi; JONAS, John J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in Materials Science**, v. 60, p. 130–207, mar. 2014. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>.

SAKAI, Taku; JONAS, John. Plastic Deformation: Role of Recovery and Recrystallization. **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**, v. 7, 31 dez. 2001. <https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/01254-7>.

SANDERS, Robert E. Technology innovation in aluminum products. **JOM**, v. 53, n. 2, p. 21–25, fev. 2001. <https://doi.org/10.1007/s11837-001-0115-7>.

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. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(00\)00424-7](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(00)00424-7).

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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.072>.

SHARMA, V.M.J.; KUMAR, K. Sree; RAO, B. Nageswara; PATHAK, S.D. Effect of microstructure and strength on the fracture behavior of AA2219 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 502, n. 1–2, p. 45–53, fev. 2009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.024>.

SHEIKH, Muhammad Zakir; WANG, Zhen; DU, Bing; SUO, Tao; LI, Yulong; ZHOU, Fenghua; WANG, Yanpei; DAR, Uzair Ahmed; GAO, Guozhong; WANG, Yinmao. 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. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.01.106>.

SILVA, Antonio Augusto Araujo Pinto da; COELHO, Gilberto Carvalho; NUNES, Carlos Angelo; FIORANI, Jean Marc; DAVID, Nicolas; VILASI, Michel. Nb-Al Binary System: Reevaluation of the Solubility Limits of the (Nb), Nb₃Al, Nb₂Al and NbAl₃ Phases at High Temperatures. **Materials Research**, v. 22, n. 5, p. e20190305, 2019. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2019-0305>.

SINA, H.; IYENGAR, S. Studies on the formation of aluminides in heated Nb–Al powder mixtures. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 628, p. 9–19, abr. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.151>.

ŠKOLÁKOVÁ, Andrea; NOVÁK, Pavel; VOJTĚCH, Dalibor; KUBATÍK, Tomáš František. Microstructure and mechanical properties of Al–Si–Fe–X alloys. **Materials & Design**, v. 107, p. 491–502, out. 2016. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.069>.

STADLER, F.; ANTREKOWITSCH, H.; FRAGNER, W.; KAUFMANN, H.; PINATEL, E.R.; UGGOWITZER, P.J. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.093>.

STEIN, F.; HE, C.; PRYMAK, O.; VOSS, S.; WOSSACK, I. Phase equilibria in the Fe–Al–Nb system: Solidification behaviour, liquidus surface and isothermal sections. **Intermetallics**, v. 59, p. 43–58, abr. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.12.008>.

SU, Mei-Ni; YOUNG, Ben. Material properties of normal and high strength aluminium alloys at elevated temperatures. **Thin-Walled Structures**, v. 137, p. 463–471, abr. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.01.012>.

TAN, K.S.; PONG, I.; HOPKINS, S.C.; GLOWACKI, B.A.; KIKUCHI, A.; TAKEUCHI, T.; INOUE, K. Monitoring of intermetallic phase formation in jelly-rolled Nb/Al multifilamentary conductors by in-situ resistometry. **Intermetallics**, v. 14, n. 4, p. 450–455, abr. 2006. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.08.002>.

TANG, Kai; DU, Qiang; LI, Yanjun. 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. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2018.09.004>.

URTIGA FILHO, Severino L.; EARTHMAN, James C.; NIEVES, I.; ROBERT, Maria Helena; WAKED, T.P. Production and Characterization of Aluminium NbAl₃ Composite by Mechanical Alloying and In Situ - A Process Comparison. **Materials Science Forum**, v. 498–499, p. 158–163, nov. 2005. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.498-499.158>.

VANDERSLUIJ, E.; SEDIKAKO, D.; RAVINDRAN, C.; ELSAYED, A.; BYCZYNSKI, G. 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. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.11.118>.

WANG, Feng; LIU, Zhilin; QIU, Dong; TAYLOR, John A.; EASTON, Mark A.; ZHANG, Ming-Xing. Revisiting the role of peritectics in grain refinement of Al alloys. **Acta Materialia**, v. 61, n. 1, p. 360–370, jan. 2013. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.075>.

WANG, Xiao-feng; GUO, Ming-xing; CAO, Ling-yong; LUO, Jin-ru; ZHANG, Ji-shan; ZHUANG, Lin-zhong. 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. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63780-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63780-3).

WANG, Yi-tong; ZHAO, Yu-guang; XU, Xiao-feng; PAN, Dong; JIANG, Wen-qiang; YANG, Xue-hui; WANG, Zhe. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.029>.

WESTERMANN, Ida; PEDERSEN, Ketill O.; FURU, Trond; BØRVIK, Tore; HOPPERSTAD, Odd Sture. 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. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2014.08.006>.

XU, Yijiang; CASARI, Daniele; DU, Qiang; MATHIESEN, Ragnvald H.; ARNBERG, Lars; LI, Yanjun. 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. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.053>.

YAMASAKI, Shigeto; OKUHIRA, Tomo; MITSUHARA, Masatoshi; NAKASHIMA, Hideharu; KUSUI, Jun; ADACHI, Mitsuru. Effect of Fe Addition on Heat-Resistant Aluminum Alloys Produced by Selective Laser Melting. **Metals**, v. 9, n. 4, p. 468, 22 abr. 2019. <https://doi.org/10.3390/met9040468>.

YANAGA, Daisaku; KUWABARA, Toshihiko; UEMA, Naoyuki; ASANO, Mineo. 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. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.03.005>.

YOSHIDA, Kazunari; DOI, Kota. Improvement of Ductility of Aluminum Wire for Automotive Wiring Harness by Alternate Drawing. **Procedia Engineering**, v. 81, p. 706–711, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.064>.

YU, Guanqun; GU, Dongdong; DAI, Donghua; XIA, Mujian; MA, Chenglong; SHI, Qimin. 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. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/13/135501>.

ZENG, L.R.; SONG, Z.M.; WU, X.M.; LI, C.H.; ZHANG, G.P. Room-temperature workability of 6063 alloy for fitting clamps of overhead conductor lines. **Materials & Design (1980-2015)**,

v. 65, p. 187–192, jan. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.09.012>.

ZHANG, Jiayi; MA, Mingyang; SHEN, Fanghua; YI, Danqing; WANG, Bin. Influence of deformation and annealing on electrical conductivity, mechanical properties and texture of Al-Mg-Si alloy cables. **Materials Science and Engineering: A**, v. 710, p. 27–37, jan. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.065>.

ZHAO, J.; ZHOU, J.; LIU, S.; DU, Y.; TANG, S.; YANG, Y. 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. <https://doi.org/10.2298/JMMB150515009Z>.

ZHAO, J.-C; PELUSO, L.A; JACKSON, M.R; TAN, Lizhen. Phase diagram of the Nb–Al–Si ternary system. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 360, n. 1–2, p. 183–188, out. 2003. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00524-3](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00524-3).

ZHAO, Qinglong; SLAGSVOLD, Marius; HOLMEDAL, Bjørn. 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. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.04.023>.

ZHAO, Qingru; QIAN, Zhao; CUI, Xiaoli; WU, Yuying; LIU, Xiangfa. Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al–Mg–Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 666, p. 50–57, maio 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.01.110>.

ZHAO, Qingru; QIAN, Zhao; CUI, Xiaoli; WU, Yuying; LIU, Xiangfa. 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. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.052>.

ZHE, M.; DEZELLUS, O.; GARDIOLA, B.; BRACCINI, M.; VIALA, J. C. 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. <https://doi.org/10.1007/s11669-011-9949-z>.

8. LEITURAS RECOMENDADAS

ABAL. Brazilian aluminum: solutions for sustainable living. 2017. Disponível em: <http://abal.org.br/estatisticas/>.

AFSHARI, M. Introduction. **Electrospun Nanofibers**. [S. l.]: Elsevier, 2017. p. 1–8. DOI 10.1016/B978-0-08-100907-9.00001-5. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780081009079000015>. Acesso em: 7 set. 2019.

AGENCIA NACIONAL DE MINERAÇÃO. Sumário Minera. 2019. Disponível em: https://www.gov.br/anm/pt-br/centrais-de-conteudo/publicacoes/serie-estatisticas-e-economia-mineral/sumario-mineral/sumariomineral_2017. Acesso em: 19 jan. 2021.

ALLEN, C.M.; O'REILLY, K.A.Q.; CANTOR, B.; EVANS, P.V. Intermetallic phase selection

in 1XXX Al alloys. **Progress in Materials Science**, v. 43, n. 2, p. 89–170, abr. 1998. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(98\)00003-6](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(98)00003-6).

ASM INTERNATIONAL (Org.). **ASM handbook**. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990.

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. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2010.03.032>.

BELOV, Nikolay A.; ESKIN, Dmitry G.; AKSENOV, Andrey A. Alloys of the Al–Cu–Si–(Mg, Fe) System. **Multicomponent Phase Diagrams**. [S. l.]: Elsevier, 2005a. p. 83–132. DOI 10.1016/B978-008044537-3/50003-2. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080445373500032>. Acesso em: 3 jan. 2020.

BELOV, Nikolay A.; ESKIN, Dmitry G.; AKSENOV, Andrey A. Alloys of the Al–Mg–Si–Fe System. **Multicomponent Phase Diagrams**. [S. l.]: Elsevier, 2005b. p. 47–82. DOI 10.1016/B978-008044537-3/50002-0. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080445373500020>. Acesso em: 6 set. 2019.

CALLISTER JR; WILLIAM D; SOARES, Sérgio Murilo Stamile. **Ciência e engenharia de materiais uma introdução**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2008.

CHI, Yiming; GU, Guochao; YU, Huijun; CHEN, Chuanzhong. Laser surface alloying on aluminum and its alloys: A review. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 100, p. 23–37, jan. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2017.07.006>.

CHOI, Sung-Hwan; SUNG, Si-Young; CHOI, Hyun-Joo; SOHN, Young-Ho; HAN, Bum-Suck; LEE, Kee-Ahn. High Temperature Tensile Deformation Behavior of New Heat Resistant Aluminum Alloy. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 159–164, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.029>.

COLPAERT, Hubertos; COSTA E SILVA, André Luiz V. da. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. rev. e atualizada, 1a reimpressão. São Paulo: Ed. Blucher, 2012.

CURTIS, Paul T. Durability Testing of Polymer Composites. **Comprehensive Composite Materials**. [S. l.]: Elsevier, 2000. p. 163–182. DOI 10.1016/B0-08-042993-9/00038-3. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B0080429939000383>. Acesso em: 7 set. 2019.

DAVIS, Stephen H. **Theory of Solidification**. 1. ed. [S. l.]: Cambridge University Press, 2001. DOI 10.1017/CBO9780511546747. Disponível em: <https://www.cambridge.org/core/product/identifier/9780511546747/type/book>. Acesso em: 20 jan. 2020.

EL SEBAIE, O.; SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.011>.

FRIES, S.G; HURTADO, I; JANTZEN, T; SPENCER, P.J; HARI KUMAR, K.C;

ALDINGER, F; LIANG, P; LUKAS, H.L; SEIFERT, H.J. 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. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(97\)00572-0](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(97)00572-0).

GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.

GIVAN, D.A. Precious metal alloys for dental applications. **Precious Metals for Biomedical Applications**. [S. l.]: Elsevier, 2014. p. 109–129. DOI 10.1533/9780857099051.2.109. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780857094346500056>. Acesso em: 7 jan. 2020.

GLAZOFF, Michael V.; KHVAN, Alexandra V.; ZOLOTOREVSKY, Vadim S.; BELOV, Nikolai A.; DINSDALE, Alan T. Influence of Heat Treatment Upon Microstructure of Casting Aluminum Alloys. **Casting Aluminum Alloys**. [S. l.]: Elsevier, 2019. p. 235–312. DOI 10.1016/B978-0-12-811805-4.00003-1. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128118054000031>. Acesso em: 2 set. 2019.

GROOVER, Mikell P. **Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems**. 4th ed. Hoboken, NJ: J. Wiley & Sons, 2010.

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. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01247-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01247-3).

HAASEN†, P. MECHANICAL PROPERTIES OF SOLID SOLUTIONS. **Physical Metallurgy**. [S. l.]: Elsevier, 1996. p. 2009–2073. DOI 10.1016/B978-044489875-3/50028-4. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780444898753500284>. Acesso em: 7 jan. 2020.

HALADA, Gary P.; CLAYTON, Clive R. The Intersection of Design, Manufacturing, and Surface Engineering. **Handbook of Environmental Degradation of Materials**. [S. l.]: Elsevier, 2018. p. 397–422. DOI 10.1016/B978-0-323-52472-8.00019-8. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780323524728000198>. Acesso em: 3 jan. 2020.

HASHMI, Saleem (Org.). **Comprehensive materials finishing**. Oxford Waltham, MA: Elsevier, 2017.

HIRTH, S. M.; MARSHALL, G. J.; COURT, S. A.; LLOYD, D. J. 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. 2001a. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00969-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00969-8).

HIRTH, S.M; MARSHALL, G.J; COURT, S.A; LLOYD, D.J. 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. 2001b. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00969-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00969-8).

HOU, L.G.; CUI, H.; CAI, Y.H.; ZHANG, J.S. 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.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.07.041>.

JAGAN REDDY, G.; WANHILL, R.J.H.; GOKHALE, Amol A. Mechanical Working of Aluminum–Lithium Alloys. **Aluminum-lithium Alloys**. [S. l.]: Elsevier, 2014. p. 187–219. DOI 10.1016/B978-0-12-401698-9.00007-0. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780124016989000070>. Acesso em: 3 jan. 2020.

JOHNSON, A.; SHIRAISHI, T. Biocompatibility of precious metals for medical applications. **Precious Metals for Biomedical Applications**. [S. l.]: Elsevier, 2014. p. 37–55. DOI 10.1533/9780857099051.1.37. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780857094346500020>. Acesso em: 7 jan. 2020.

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

KUTZ, Myer (Org.). **Handbook of environmental degradation of materials**. Thrid edition. Killington, Oxford, United Kingdom: William Andrew/Elsevier, 2018.

L., N.; ZHOU, X.; BIRBILIS, N.; HUGHES, A.E.; C. MOL, J. M.; J., S.; ZHOU, X.; E., G. Durability and Corrosion of Aluminium and Its Alloys: Overview, Property Space, Techniques and Developments. In: AHMAD, Zaki (org.). **Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications**. [S. l.]: InTech, 2012. DOI 10.5772/53752. Disponível em: <http://www.intechopen.com/books/aluminium-alloys-new-trends-in-fabrication-and-applications/durability-and-corrosion-of-aluminium-and-its-alloys-overview-property-space-techniques-and-developm>. Acesso em: 22 jan. 2021.

LUMLEY, R.N.; O'DONNELL, R.G.; GUNASEGARAM, D.R.; GIVORD, M. Heat Treatment of High-Pressure Die Castings. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38, n. 10, p. 2564–2574, 21 set. 2007. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9285-4>.

MARIOARA, C. D.; ANDERSEN, S. J.; STENE, T. N.; HASTING, H.; WALMSLEY, J.; VAN HELVOORT, A. T. J.; HOLMESTAD, R. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys. **Philosophical Magazine**, v. 87, n. 23, p. 3385–3413, 11 ago. 2007. <https://doi.org/10.1080/14786430701287377>.

MARUYAMA, N.; UEMORI, R.; HASHIMOTO, N.; SAGA, M.; KIKUCHI, M. 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. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00358-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00358-2).

MILLER, W.S; ZHUANG, L; BOTTEMA, J; WITTEBROOD, A.J; DE SMET, P; HASZLER, A; VIEREGGE, A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering: A**, v. 280, n. 1, p. 37–49, mar. 2000. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00653-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-X).

MITSUI, Hiroyuki; HABAZAKI, Hiroki; ASAMI, Katsuhiko; HASHIMOTO, Koji; MROWEC, Stanislaw. High temperature corrosion of sputter-deposited Al–Nb alloys. **Advanced Materials '93**. [S. l.]: Elsevier, 1994. p. 243–246. DOI 10.1016/B978-0-444-81991-8.50066-2. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780444819918500662>. Acesso em: 3 jan. 2021.

MOKHTAR, Marliyana; TALIB, Meor Zainal Meor; MAJLAN, Edy Herianto; TASIRIN, Siti

Masrinda; RAMLI, Wan Muhammad Faris Wan; DAUD, Wan Ramli Wan; SAHARI, Jaafar. Recent developments in materials for aluminum–air batteries: A review. **Journal of Industrial and Engineering Chemistry**, v. 32, p. 1–20, dez. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.jiec.2015.08.004>.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**. Kent: Elsevier Science, 2013. Disponível em: <http://qut.ebib.com.au/patron/FullRecord.aspx?p=1838816>. Acesso em: 8 mar. 2020.

MORINAGA, Masahiko. Theory for Alloy Design. **A Quantum Approach to Alloy Design**. [S. l.]: Elsevier, 2019. p. 9–17. DOI 10.1016/B978-0-12-814706-1.00002-9. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128147061000029>. Acesso em: 3 jan. 2020.

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. <https://doi.org/10.1007/s13632-018-0433-6>.

PHILLIPS, Henry Wilfred Lewis. **Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloy systems**. London: [s. n.], 1959((Mono. Rep. ; 25)).

PLUMMER, C.J.G. Testing of Polymeric Materials. **Comprehensive Materials Processing**. [S. l.]: Elsevier, 2014. p. 35–70. DOI 10.1016/B978-0-08-096532-1.00103-5. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080965321001035>. Acesso em: 1 fev. 2021.

RASHED, H.M.M.A.; BAZLUR RASHID, A.K.M. 2.12 Heat Treatment of Aluminum Alloys. **Comprehensive Materials Finishing**. [S. l.]: Elsevier, 2017. p. 337–371. DOI 10.1016/B978-0-12-803581-8.09194-3. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128035818091943>. Acesso em: 25 fev. 2020.

RATNER, Buddy D. Surface Properties and Surface Characterization of Biomaterials. **Biomaterials Science**. [S. l.]: Elsevier, 2013. p. 34–55. DOI 10.1016/B978-0-08-087780-8.00005-X. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B978008087780800005X>. Acesso em: 7 set. 2019.

REAY, David; RAMSHAW, Colin; HARVEY, Adam. Compact and Micro-heat Exchangers. **Process Intensification**. [S. l.]: Elsevier, 2013. p. 91–120. DOI 10.1016/B978-0-08-098304-2.00004-3. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080983042000043>. Acesso em: 1 fev. 2021.

ROSSITER, Paul L. **The electrical resistivity of metals and alloys**. Cambridge: Cambridge University Press, 1987. DOI 10.1017/CBO9780511600289. Disponível em: <http://ebooks.cambridge.org/ref/id/CBO9780511600289>. Acesso em: 3 set. 2019.

SABA, N.; JAWAID, M.; SULTAN, M.T.H. An overview of mechanical and physical testing of composite materials. **Mechanical and Physical Testing of Biocomposites, Fibre-Reinforced Composites and Hybrid Composites**. [S. l.]: Elsevier, 2019. p. 1–12. DOI 10.1016/B978-0-08-102292-4.00001-1. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780081022924000011>. Acesso em: 7 set. 2019.

SAKAI, T.; JONAS, J.J. Plastic Deformation: Role of Recovery and Recrystallization. In: BUSCHOW, K.H. Jürgen; CAHN, Robert W.; FLEMINGS, Merton C.; ILSCHNER,

Bernhard; KRAMER, Edward J.; MAHAJAN, Subhash; VEYSSIÈRE, Patrick (orgs.). **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**. Oxford: Elsevier, 2001. p. 7079–7084. DOI 10.1016/B0-08-043152-6/01254-7. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B0080431526012547>.

SANTOS, Mário C.; MACHADO, Alisson R.; SALES, Wisley F.; BARROZO, Marcos A. S.; EZUGWU, Emmanuel O. Machining of aluminum alloys: a review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 86, n. 9–12, p. 3067–3080, out. 2016. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8431-9>.

SEYEDREZAI, Hossein; GREBENNIKOV, Dmitrij; MASCHER, Peter; ZUROB, Hatem S. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.054>.

SHABALIN, Igor L. Niobium. In: SHABALIN, Igor L. **Ultra-High Temperature Materials I**. Dordrecht: Springer Netherlands, 2014. p. 531–607. DOI 10.1007/978-94-007-7587-9_8. Disponível em: http://link.springer.com/10.1007/978-94-007-7587-9_8. Acesso em: 3 jan. 2021.

SINGH, Ashok K. Experimental Methodologies for the Characterization of Nanoparticles. **Engineered Nanoparticles**. [S. l.]: Elsevier, 2016. p. 125–170. DOI 10.1016/B978-0-12-801406-6.00004-2. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128014066000042>. Acesso em: 7 set. 2019.

SPIEGELBERG, Stephen; KOZAK, Adam; BRAITHWAITE, Gavin. Characterization of Physical, Chemical, and Mechanical Properties of UHMWPE. **UHMWPE Biomaterials Handbook**. [S. l.]: Elsevier, 2016. p. 531–552. DOI 10.1016/B978-0-323-35401-1.00029-6. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780323354011000296>. Acesso em: 7 set. 2019.

STARKE, E.A.; STALEY, J.T. Application of modern aluminium alloys to aircraft. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy**. [S. l.]: Elsevier, 2011. p. 747–783. DOI 10.1533/9780857090256.3.747. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781845696542500249>. Acesso em: 7 jan. 2020.

WALLACE, G.; JACKSON, A.P.; MIDSON, S.P.; ZHU, Q. High-quality aluminum turbocharger impellers produced by thixocasting. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 20, n. 9, p. 1786–1791, set. 2010. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60375-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60375-7).

WALLACE, Greg; JACKSON, Andrew P.; MIDSON, Stephen 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. <https://doi.org/10.4271/2010-01-0655>.

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. <https://doi.org/10.1179/imr.1995.40.6.221>.

WANHILL, R.J.H. Aerospace Applications of Aluminum–Lithium Alloys. **Aluminum-**

lithium Alloys. [S. l.]: Elsevier, 2014. p. 503–535. DOI 10.1016/B978-0-12-401698-9.00015-X. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B978012401698900015X>. Acesso em: 7 jan. 2020.

WEBB, J.; HOLGATE, J.H. MICROSCOPY | Scanning Electron Microscopy. **Encyclopedia of Food Sciences and Nutrition.** [S. l.]: Elsevier, 2003. p. 3922–3928. DOI 10.1016/B0-12-227055-X/00779-3. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B012227055X007793>. Acesso em: 7 set. 2019.

XUE, Shengguo; ZHU, Feng; KONG, Xiangfeng; WU, Chuan; HUANG, Ling; HUANG, Nan; HARTLEY, William. 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. 2016a. <https://doi.org/10.1007/s11356-015-4558-8>.

XUE, Shengguo; ZHU, Feng; KONG, Xiangfeng; WU, Chuan; HUANG, Ling; HUANG, Nan; HARTLEY, William. 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. 2016b. <https://doi.org/10.1007/s11356-015-4558-8>.

YAN, Qiqi; FU, Dingfa; DENG, Xuefeng; ZHANG, Hui; CHEN, Zhenhua. 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. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.06.024>.

YAN, X.; CHEN, S.; XIE, F.; CHANG, Y.A. 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. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00431-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00431-1).

ZHOU, W.R.; ZHENG, Y.F. Characterization of modified magnesium and magnesium alloys for biomedical applications. **Surface Modification of Magnesium and its Alloys for Biomedical Applications.** [S. l.]: Elsevier, 2015. p. 263–282. DOI 10.1016/B978-1-78242-077-4.00008-5. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781782420774000085>. Acesso em: 19 jan. 2021.