



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE ANANINDEUA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS – FEMat

ANDERSON PEREIRA DE ALMEIDA

**O ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA LIGA $\text{Al-1\%Si}$
COM ADIÇÃO DE NANOTUBOS DE CARBONO DE PAREDES MÚLTIPLAS**

Ananindeua

2023

ANDERSON PEREIRA DE ALMEIDA

**O ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA LIGA Al-1%Si
COM ADIÇÃO DE NANOTUBOS DE CARBONO DE PAREDES MÚLTIPLAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia de Materiais, Campus Universitário de Ananindeua, Universidade Federal do Pará.

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa.
Coorientador: Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres.

Ananindeua

2023

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

- A447e Almeida, Anderson Pereira de.
O estudo das Propriedades Mecânicas e Elétricas da
Liga Al-1%Si com adição de Nanotubos de Carbono de
Paredes Múltiplas / Anderson Pereira de Almeida. — 2023.
68 f. : il. color.
- Orientador(a): Prof. Dr. Deibson Silva Costa
Coorientador(a): Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres
Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) -
Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de
Ananindeua, Curso de Engenharia de Materiais,
Ananindeua, 2023.
1. Ligas de Alumínio. 2. Nanotubos de Carbono. 3.
Propriedades Mecânicas. I. Título.

CDD 620.11

ANDERSON PEREIRA DE ALMEIDA

**O ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA LIGA Al-1%Si
COM ADIÇÃO DE NANOTUBOS DE CARBONO DE PAREDES MÚLTIPLAS**

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

Data da Aprovação: 27 / 04 / 2023

Conceito: Excelente

BANCA EXAMINADORA

Deibson Silva da Costa

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

Emerson Rodrigues Prazeres

Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres (FEM/ITEC/UFPA – Coorientador)

Pedro Paulo Guimarães Ribeiro

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

Luiz Gabriel da
Silva Nascimento

Assinado de forma digital por Luiz
Gabriel da Silva Nascimento
Dados: 2023.04.27 21:36:29 -03'00'

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

Ananindeua

2023

A Manoel Porfírio, Ana Maria Monteiro e Patrick Jeferson

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por me proporcionar a realização de todos os pedidos em cada oração feita.

A meus pais, Anacleto Almeida e Silvane Almeida e minha irmã Andreza Almeida, por todo amor e apoio incondicional prestado.

Ao GPEMAT, onde realizei estágio e produção do presente trabalho. Juntamente a este, seus membros, pelo companheirismo, auxílio nas práticas e pela amizade que construímos.

Ao meu Co- Orientador e membro do GPEMAT, Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazes, por ceder uma pequena parcela de sua tese de doutorado para elaboração do presente trabalho, pela oportunidade de aprender mais e amizade construída.

Ao meu Orientador Prof. Dr. Deibson Silva Costa por me receber na condição de orientado no presente trabalho de conclusão de curso.

A FEMat e a Universidade Federal do Pará, por me proporcionarem todo conhecimento e experiências vividas nesta graduação, que nunca esquecerei.

Por fim, agradeço enormemente a todos citados e os não citados, pois, todas suas ações foram primordiais para minha caminhada até aqui.

“Nem em pensamentos eles possam me fazer mal (...) cordas e correntes se arrebenhem sem o meu corpo amara”
(ORAÇÃO DE SÃO JORGE)

RESUMO

A classe dos compósitos possibilita uma gama maior de propriedades. Assim, foi feita a soma das singularidades de uma liga de Al–Si eutética e nanotubos de carbono de paredes múltiplas, tratada termicamente, a fim de produzir um novo tipo de material termorresistente. A partir do espectro raman dos nanotubos utilizados, foi visto uma baixa pureza destes, tendo em vista a apresentação de uma razão I_D/I_G de 0,94. A formulação Al-1%Si+0,05%NTCPM (TT), mostrou um grande refino de grãos em sua macroestrutura. Com isso, a dureza foi impactada, apresentando um ganho próximo a 100% no ensaio de microdureza Vickers. O nanocompósito teve a característica geral de um material dúctil, isso foi comprovado a partir do ensaio de tração e os dados provenientes deste. As fractografias aprovam a característica dúctil, com a presença do mecanismo de fratura por microcavidades (Dimples), uma superfície de fratura com bastante deformação e uma diferença de quase 25% do tamanho da superfície de fratura. O teste de termorresistividade relacionou dados de resistência mecânica e condutividade elétrica, comprovando que o Nanocompósito não é um material termorresistente.

Palavras-chave: Ligas de Alumínio. Nanotubos de Carbono. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The class of composites allows a wider range of properties. Thus, the sum of the singularities of a eutectic Al–Si alloy and multi-walled carbon nanotubes, thermally treated, was made in order to produce a new type of heat-resistant material. From the raman spectrum of the nanotubes used, a low purity of these was seen, in view of the presentation of an ID/IG ratio of 0.94. The formulation Al-1%Si+0.05%NTCPM (TT), showed a great grain refinement in its macrostructure. As a result, the hardness was impacted, showing a gain close to 100% in the Vickers microhardness test. The nanocomposite had the general characteristic of a ductile material, this was proven from the tensile test and the data derived from it. The fractographs approve the ductile characteristic, with the presence of the fracture mechanism by microcavities (Dimples), a fracture surface with a lot of deformation and a difference of almost 25% in the size of the fracture surface. The thermoresistivity test related mechanical resistance and electrical conductivity data, proving that the Nanocomposite is not a thermoresistant material.

Keywords: Aluminum Alloys. Carbon Nanotubes. Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Formas Alotrópicas do Carbono.....	22
Figura 2 - Estrutura cristalina do diamante.....	22
Figura 3 - Esquema da estrutura cristalina do grafite.....	23
Figura 4 - Esquema da estrutura cristalina do Fulereno C60.	24
Figura 5 - Representação esquemática de uma folha de Grafeno.....	25
Figura 6 - Esquema da estrutura de NTC de parede simples e múltiplas.	26
Figura 7 - Espectro Raman do NTC com 93% de pureza.....	30
Figura 8 - Espectro Raman do NTC funcionalizado com copoçimero ácido poliaminobenzeno sulfônico.....	30
Figura 9 - Fluxograma de ensaios e testes.	33
Figura 10 - Usinagem do lingote de Al.....	34
Figura 11 - Pesagem dos componentes.....	34
Figura 12 - Funcionalização (a); Secagem em estufa (b).....	35
Figura 13 - Forno BRASIMET.	36
Figura 14 - Diagrama de fases Al-Si.....	37
Figura 15 - Molde tipo coquilha cilíndrica (a); Vazamento (b).	37
Figura 16 - Peça pós vazamento.....	38
Figura 17 - Ilustração representativa da peça laminada.....	38
Figura 18 - Laminadores (a); Peça em laminação (b).	39
Figura 19 - Lixadeira e politriz de bancada.	39
Figura 20 - Ataque químico (a); Peça pós ataque químico (b).	40
Figura 21 - Microdurômetro (a); Representação ilustrativa da amostra (b).	41
Figura 22 - Multiohmímetro (a); Ensaio em execução (b)	41
Figura 23 - Fio em tratamento térmico.	43
Figura 24 - Máquina universal de ensaios (a); Ensaio em execução (b).....	44
Figura 25 - Máquina de ultrassom.....	45
Figura 26 - Microscópio eletrônico de varredura (MEV).	45
Figura 27 - Esquema de análise dos Dimples.....	46
Figura 28 - Espectro Raman dos NTCPM.....	47
Figura 29 - Macrografia da liga Al-1%Si.....	49
Figura 30 - Macrografia da liga Al-1%Si+NTC.....	50

Figura 31 - Gráfico de médias de Microdureza Vickers.....	51
Figura 32 - Gráfico de médias de Condutividade Elétrica.....	52
Figura 33 - Gráfico de tensão versus deformação.....	53
Figura 34 - Gráfico de LRT, com microcavidades das ligas.....	55
Figura 35 - Micrografia da fratura da liga Al-1%Si (70x,1000x)	56
Figura 36 - Medição dos dimples da liga Al-1%Si (2000x)	57
Figura 37 - Micrografia da fratura da liga Al-1%Si+NTC (70x,1000x)	58
Figura 38 - Medição dos dimples da liga Al-1%Si+NTC (2000x)	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Designação numérica para ligas de Alumínio.....	19
Tabela 2 - Influência do elemento de liga Si, nas propriedades do alumínio.....	20
Tabela 3 - Ligas trabalhadas.....	34
Tabela 4 - Valores de intensidade e deslocamento das bandas.....	48
Tabela 5 - Relação dos valores de LRT (MPa), perda de LRT (%) e condutividade elétrica (%IACS) da liga Al-1%Si sem e com teste de termorresistência.....	54
Tabela 6 - Relação dos valores de LRT (MPa), perda de LRT (%) e condutividade elétrica (%IACS) da liga Al-1%Si+NTC sem e com teste de termoresistência.....	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminium Association
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
CE	Condutividade Elétrica
CP	Corpo de Prova
DRX	Difração de Raio - X
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
FEI	Fundação Educacional Inaciana Pe. Saboia de Medeiros
FRX	Fluorescência de Raio - X
GPEMAT	Grupo de Pesquisa em Materiais
HV	Vickers Hardness
IACS	International Annealed Copper Standard
ISO	International Organization for Standardization
LO	Modos Vibracionais Longitudinais
LRT	Limite de Resistência a Tração
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MNMA	Materiais Nano e Microestruturados da Amazônia
MWCNT	Multi – Walled Carbon Nanotube
NBR	Norma Brasileira
NTC	Nanotubo de Carbono
NTCPM	Nanotubo de Carbono de Paredes Múltiplas
SWCNT	Single – Walled Carbon Nanotube
TT	Tratado Termicamente
TO	Modos Vibracionais Tangenciais
UFPA	Universidade Federal do Pará

LISTA DE SÍMBOLOS

$\bar{x}$	Dimensões das Microcavidades
μm	Micrometro
2D	Duas dimensões
A	Área da secção transversal do CP
Al	Alumínio
C	Carbono
cm	Centímetro
cm^{-1}	Por centímetro
Cu	Cobre
d1	Diâmetro maior da Microcavidade
d2	Diâmetro menor da Microcavidade
eV	Elétron - volt
g	Gramas
GPa	Giga Pascal
m	Metro
Mg	Magnésio
mg/m^2	Miligrama por metro quadrado
min	Minutos
ml	Mililitros
mm	Milímetros
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal
nm	Nanômetro
°C	Graus Celsius
R_{20}	Resistência Corrigida a 20 °C
R_t	Resistência a T °C
R_v	Resistência Elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C
s	Segundos
Si	Silício
T	Temperatura na qual foi efetuada a Medição [°C]
TPa	Tera Pascal

Zn	Zinco	
A	Coeficiente de variação da Resistência com a 20 °C	
ρ_{Al}	Resistividade Elétrica do Alumínio	[kg/m ³]
ρ_c	Resistividade Volumétrica do CP a 20 °C	
ρ_{Cu}	Resistividade Elétrica do Cobre	[kg/m ³]
φ	Condutividade Elétrica do Fio	[%IACS]
Ω	Ohms	

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
2 OBJETIVOS.....	17
2.1 Objetivo Geral.....	17
2.2 Objetivos Específicos	17
3 REVISÃO DE LITERATURA.....	18
3.1 Alumínio e Suas Ligas	18
3.1.1 Ligas 1xxx.....	19
3.1.2 Ligas 4xxx.....	20
3.1.2.1 Efeitos do Silício em ligas de Alumínio	20
3.2 Solidificação.....	21
3.3 Formas Alotrópicas do Carbono	21
3.3.1 Diamante	22
3.3.2 Grafite.....	23
3.3.3 Fulereno	24
3.3.4 Grafeno.....	25
3.3.5 Nanotubos de Carbono.....	26
3.3.5.1 Propriedades dos Nanotubos de Carbono.....	27
3.3.5.2 Nanotubos em Matriz Metálica	28
3.3.5.3 Nanotubos em Matriz Metálica de Alumínio	28
3.4 Espectroscopia Raman em Nanotubos de Carbono.....	29
3.5 Tratamentos Térmicos	31
3.6 Cabo Termorresistente	31
4 MATERIAIS E MÉTODOS	33
4.1 Preparo de Materiais	33
4.2 Funcionalização.....	35
4.3 Espectroscopia raman	35
4.4 Fundição e solidificação	36
4.5 Usinagem e laminação	38
4.6 Análise macrográfica	39
4.7 Ensaio de microdureza	40
4.8 Caracterização Elétrica	41

4.9 Teste de Termorresistividade	43
4.10 Ensaio de tração	44
4.10.1 Análise da Fratura	44
4.10.1.1 Medição do Tamanho dos Dimples	45
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
5.1 Espectroscopia Raman	47
5.2 Macroestrutura	48
5.2.1 Liga Al-1%Si	49
5.2.2 Liga Al-1%Si+NTC	50
5.3 Microdureza	51
5.4 Comparação da Condutividade elétrica e LRT	52
5.5 Efeito dos NTC's na ductilidade da liga Al-1%Si	55
5.6 Fratura	56
5.6.1 Liga Al-1%Si	56
5.6.2 Liga Al-1%Si+NTC	57
6 CONCLUSÕES	60
6.1 Sugestões para Trabalhos Futuros.....	61
REFERÊNCIAS.....	62

1 INTRODUÇÃO

O avanço do conhecimento tecnológico diante da engenharia de materiais é constante. A busca por um material resistente e leve, é de suma importância para a otimização de qualquer serviço ou função, diante da forma de aplicação desse novo material.

Um exemplo desses materiais diferenciados são os alótropos do carbono, uma descoberta relativamente nova, são estruturas muito mais leves, resistentes e sua aplicação mais vasta. Segundo Rodrigues, F. A., (2015), o uso em matrizes metálicas tornou-se cada vez mais frequente nas indústrias automotiva e aeroespacial, devido ao seu elevado módulo específico, força e estabilidade térmica, como é o caso dos Nanotubos de Carbono (NTC).

As matrizes metálicas de alumínio e silício, possuem características ímpares, tendo em vista que o Silício agrega maior fluidez do alumínio líquido, propicia a redução da contração de solidificação durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas e o coeficiente de expansão térmico e melhora a soldabilidade (SANTOS, 2017).

No presente trabalho, produziu e caracterizou-se um Nanocompósito com matriz de Al–Si com NTCPM (nanotubos de paredes múltiplas), para uso como cabos de transmissão de energia. Os nanotubos foram analisados por Espectroscopia Raman, para aferição de sua qualidade. Em seguida, o material foi submetido ao Ensaio de Tração, e sua fratura foi analisada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A caracterização seguiu com análise de Macroestrutura, Condutividade Elétrica, Microdureza e os dados obtidos foram tratados com auxílio de softwares de análises gráficas e processamento de imagens.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Produzir um nanocompósito de matriz metálica de alumínio, silício e nanotubos de carbono, assim como, caracterizar este diante de suas qualidades mecânicas, estruturais e elétricas, para potencial uso na indústria de cabos de transmissão para energia elétrica.

2.2 Objetivos Específicos

- Obter características iniciais dos NTC;
- Obter a macroestrutura das formulações;
- Obter condutividade elétrica;
- Analisar a microestrutura, obtendo características mecânicas como;
 - Microdureza;
 - Tensão e deformação;
 - Fraturas;
- Analisar o material diante do teste de termorresistividade.

3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 Alumínio e Suas Ligas

O alumínio possui massa específica relativamente baixa, condutividade elétrica e térmica elevadas, e resistência à corrosão em atmosfera ambiente (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2016). Um material Ideal para uso em transmissão e distribuição de energia elétrica, com menor de perda nas redes condutoras (ABAL, 2012).

Possui um aspecto cinza prateado e fosco, devido à fina camada de óxidos que se formam rapidamente quando exposto ao ar. Esse óxido é não reativo e muito aderente e protege o alumínio de corrosão (PRAZERES, 2016).

As ligas de alumínio são conformadas com facilidade em virtude das suas elevadas ductilidades, isso fica evidente através das finas folhas de papel-alumínio nas quais o material relativamente puro pode ser laminado (RODRIGUES, F. A., 2015). Segundo a Associação Brasileira do Alumínio (ABAL, 2016), o alumínio comercialmente puro possui força à tração próxima de 90 MPa, tendo sua aplicação como material estrutural limitada.

A resistência mecânica do alumínio pode ser aumentada através de deformação plástica a frio e mediante a formação de ligas; entretanto, ambos os processos tendem a diminuir a resistência à corrosão (CALLISTER JR, 2002). Através dessas combinações, é permitido atingir qualidades tecnológicas ajustáveis de acordo com a aplicação do produto.

Segundo Abal (2016), o emprego de cada componente de uma liga de Al se modifica de acordo com a quantidade de elementos presentes na liga e a sua relação com outros elementos, como:

Elementos que conferem a liga sua qualidade essencial (resistência mecânica, resistência à corrosão, escoamento no preenchimento de moldes etc.) e elementos que possuem aplicação acessória, tal como o controle de microestrutura, de impurezas e características que prejudicam a produção ou a aplicação do produto, os quais precisam ser controlados no seu teor máximo. (ABAL, 2016).

A partir da composição as ligas de alumínio podem ser divididas em duas categorias, cada qual com seu próprio sistema de classificação: composições para fundição e composições para trabalho mecânico (ABNT NBR 6834, 2006). As

composições para trabalho mecânico, são classificadas em séries de quatro dígitos, de acordo com o principal elemento adicionado, conforme mostra a Tabela 1.

Tabela 1 - Designação numérica para ligas de Alumínio.

Série	Principal elemento liga
1xxx	Alumínio – Al $\leq$ 99%
2xxx	Cobre – Cu
3xxx	Manganês - Mn
4xxx	Silício – Si
5xxx	Magnésio - Mg
6xxx	Magnésio/Silício (Mg/Si)
7xxx	Zinco - Zn
8xxx	Outros elementos

Fonte: Adaptada, ABNT NBR 6834 (2006).

3.1.1 Ligas 1xxx

As ligas do grupo 1xxx, alumínio comercialmente puro, com grau de pureza podendo variar entre 99,00% e 99,99%. Isso é indicado pelos dois últimos dígitos que correspondem a fração decimal após a vírgula, por exemplo, a liga 1145 tem uma pureza de 99,45% enquanto a 1200 tem uma pureza de 99%.

Contudo, para as outras ligas, estes dígitos têm pouco significado e servem para identificar diferentes ligas de alumínio na série, então, utiliza-se o prefixo X quando a liga está num estado experimental do seu desenvolvimento (NASCIMENTO, 2007).

Dentre as propriedades das ligas do grupo 1xxx, destacam-se o encruamento, grande resistência a corrosão, alta condutibilidade elétrica, baixas propriedades mecânicas e boa capacidade de conformação (OTOMAR, 2010).

Prosseguindo, mais um exemplo é a liga AA 1050, que corresponde a 99,50% de pureza. Esta, não possui elementos de liga, apenas impurezas que devem ser controladas durante a produção, como ferro (até 40 %), silício (até 0,25 %) e outros elementos como cobre, manganês e magnésio (até 0,05 % cada), as quais não devem exceder um total de 0,50 % (TOTTEN, 2003).

3.1.2 Ligas 4xxx

Por conta das excelentes propriedades de fundição, as ligas de Al - Si são constantemente usadas como ligas de fundição, isto é, para a construção de peças fundidas, como pistões para motores de automóveis e aviões (SANTOS, 2017). Porém, também pode ser utilizado em itens trabalhados, como metais de adição para soldagem, também usados na construção de pistões forjados e aplicações arquitetônicas (BARBOSA, 2014).

As ligas de alumínio e silício são do grupo 4xxx, este grupo possui ligas tratáveis termicamente com boa condutividade térmica e resistência mecânica moderada quando comparada aos outros grupos (SANTOS, 2017). Segundo Vargel (2004), o Si auxilia na redução da contração durante a solidificação, reduzindo assim a ocorrência de porosidades em peças fundidas.

3.1.2.1 Efeitos do Silício em ligas de Alumínio

O autor Santos (2017), conta que, o silício, como principal elemento de liga do alumínio, aumenta a fluidez do alumínio líquido, reduz a contração na solidificação, reduz a porosidade nas peças fundidas e coeficiente de expansão térmica, assim como melhora a soldabilidade. O material também, possui outros atributos, listados na Tabela 2.

Tabela 2 - Influência do elemento de liga Si, nas propriedades do alumínio.

Silício	Permite endurecimento por envelhecimento (para ligas com 0,3 -0,6% de Mg)
	Melhora a Fundibilidade (até 12,6 % de Si – Composição Eutética)
	Diminui a usinabilidade
	Permite a Soldagem (para Ligas sem Cu)
	Melhora a resistência à corrosão (para Ligas sem Cu)

Fonte: Adaptada, Vargel (2004).

3.2 Solidificação

O processo de solidificação das ligas metálicas envolve essencialmente fenômenos de nucleação e crescimento, redistribuição de soluto, fluxo de material e transferência de calor (FERRARINI, 2005). Assim, é notável que a microestrutura resultante do processo é dependente da composição da liga e das condições de solidificação.

A Solidificação pode ser elucidada com um processo onde o controle ferrenho das variáveis reagentes deste em relação às suas duas etapas; Nucleação e Crescimento, com a finalidade de impedir o aparecimento de defeitos na fundição (DEGARMO et al, 2011).

Diante de uma visão microscópica, a solidificação pode ser conceituada como um processo de duas etapas sucessivas: a de nucleação e a de crescimento, que resultam na transformação da fase líquida para sólida (CAMPOS FILHO, 1978; GARCIA, 2001).

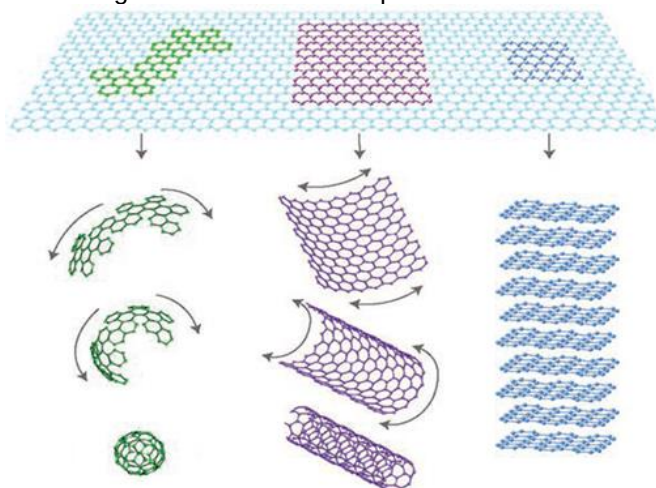
O primeiro estágio é a nucleação, onde há a junção de átomos por mecanismos difusivos e outros processos de movimentação, que formam os primeiros núcleos da nova fase, sendo as mudanças estruturais em uma ou mais estruturas intermediárias instáveis (MEDEIROS, 2020).

Com os núcleos formados inicia-se o segundo estágio, o crescimento sólido do líquido. Nele o material é transferido por difusão da fase anterior, para o interior da nova fase e através do limite da fase atual para a nova, sendo limitado pela cinética dos átomos com a interface, capilaridade e difusão de massa e calor (BROPHY, 1964; GARCIA, 2001).

3.3 Formas Alotrópicas do Carbono

O carbono é um dos elementos de maior abundância do universo, sendo este a base para a formação de uma variedade de compostos tanto orgânicos quanto inorgânicos (LIMA; NEVES, 2015). Este, apresenta enorme capacidade de formar estruturas distintas e complexas (Figura 1).

Figura 1 - Formas Alotrópicas do Carbono



Fonte: Geim; Novoselov (2007).

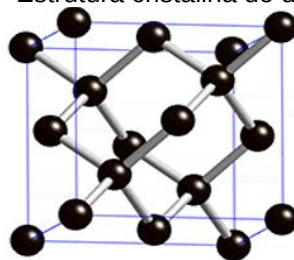
Essas formações só são possíveis tendo em vista algumas características inerentes a este elemento tais como seus tipos de hibridização (sp , sp^2 , sp^3) que permitem que o carbono possa organizar de diversas formas estruturais (GEORGAKILAS, 2015).

3.3.1 Diamante

O alótropo de ocorrência natural que é muito usado como penetrador em ensaios de dureza, segundo Matos (2017), consiste em um arranjo tetraédrico de átomos de carbono covalentemente ligados com uma distância interatômica de 1,54 Å, apresentando hibridização do tipo sp^3 .

Graças à disposição estrutural tetraédrica (Figura 2), o diamante é bastante compacto, possuindo uma alta densidade e considerado a substância natural de maior dureza que se conhece, um excelente condutor térmico, isolante elétrico e altamente inerte (DAVIES, 1994).

Figura 2 - Estrutura cristalina do diamante.



Fonte: Callister Jr (1997).

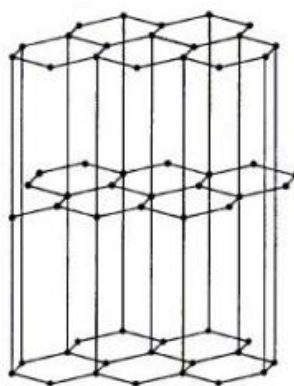
O sólido de rede cristalina do tipo cúbica, possui uma faixa proibida de energia (band gap) de 5,5 eV, sendo, portanto, um isolante (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2016).

3.3.2 Grafite

O grafite é um dos alótropos mais antigos e conhecidos do carbono de tal forma que suas estruturas moleculares e suas propriedades físico-químicas já são bem fundamentadas (AGUIAR, 2008).

A estrutura lamelar e cristalina do grafite é formada pelo empilhamento de várias camadas planas, chamadas de folhas de grafeno, onde os átomos de carbono formam um arranjo semelhante a favos de mel (ZARBIN; ORTHA, 2019), como mostrado na Figura 3.

Figura 3 - Esquema da estrutura cristalina do grafite.



Fonte: Pires (2009).

Entre as folhas há uma distância de 3,354 Å, com interações do tipo Van der Waals, condição que permite que uma camada de grafeno deslize sobre a outra, atribuindo uma propriedade lubrificante ao grafite (NASCIMENTO, 2015). Essas folhas de grafeno, onde átomos de carbono com hibridização sp^2 , densamente compactados, estão ligados no plano a outros três átomos de carbono com ângulos de 120° (ZARBIN; ORTHA, 2019).

Na sua ocorrência natural, existem três formas de grafite comercial que, segundo Lima e Neves (2015), diferem por tamanho de partículas, pureza e

contaminantes: grafite flake (cerca de 85% de C); o grafite amorfo (65% a 85% de C), que apesar do nome, não é amorfo e o grafite veio, ou lump (cerca de 95% de C).

Dentre as aplicações industriais, destacam-se o uso em cerâmicas e materiais refratários, peças e componentes como pastilhas de freios e escovas para motores elétricos, aditivos em metalurgia, como eletrodos de baterias, lubrificantes, dentre outras. (ZARBIN; ORTHA, 2019).

3.3.3 Fulereno

Por muito tempo achava – se que o diamante e o grafite eram as únicas formas alotrópicas do carbono, porém, em 1985, Kroto e colaboradores descobriram uma nova forma alotrópica de carbono, denominada Fulereno (SALVADORI, 2008).

Com isso, ocorreu que, em meio a uma pesquisa objetivada na procura de formações de cadeias de cianopoliinos (KROTO, 1985), foi observado por Kroto e colaboradores o aparecimento ocasional de moléculas formadas apenas por carbono, os fulerenos (Figura 4).

Figura 4 - Esquema da estrutura cristalina do Fulereno C60.



Fonte: Cavalcante (2015).

Os fulerenos, juntamente com os nanotubos, são nanopartículas manufaturadas, fabricadas em contraste com as que existem na natureza (DISNER, 2018), que são formados por conta da estrutura do carbono e seus defeitos topológicos permitem que camadas de grafite sejam fechadas (DRESSELHAUS et al., 1995).

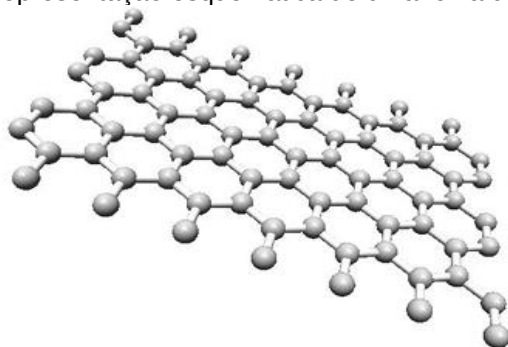
Com isso, a hibridização dos átomos nos fulerenos é do tipo sp^2 . Ainda assim, com a formação dada pela ligação das extremidades das folhas sobre forma esférica constituindo uma estrutura pseudo sp^3 (GEIM; NOVOSELOV, 2007).

Assim, com esta nova descoberta, houve um grande incentivo na pesquisa por novas estruturas fechadas de carbono, e o avanço ainda maior no ramo da ciência relacionada aos alótropos do carbono.

3.3.4 Grafeno

O grafeno é um dos alótropos do carbono mais conhecidos. Em 2004, foi isolado por um grupo de investigadores liderado por Andre Geim e Konstatin Novoselov, que foram posteriormente agraciados com o prêmio Nobel da Física em 2010. Um material verdadeiramente bidimensional, ou seja, apresenta um único átomo de espessura, e possui uma estrutura cristalina hexagonal (Figura 5) onde os átomos distam entre si 0,142 nm, o que lhe confere propriedades muito singulares (NOVOSELOV et al., 2005).

Figura 5 - Representação esquemática de uma folha de Grafeno.



Fonte: Domingues (2013).

Com isso, este efeito faz do grafeno melhor condutor elétrico que o cobre e melhor condutor térmico que o diamante, mais resistente que aço, com a mesma espessura, mas com uma densidade de apenas 0,77 mg/m², não tem cor e absorve apenas 2,3% da luz, sendo praticamente transparente (NOVOSELOV et al., 2005).

Geim e Novoselov (2007) pontuam que, tal alótropo pode ser visto como unidade base de alguns dos alótropos de carbono se enrolado sobre o seu próprio eixo forma um nanotubo de parede única e quando empilhado e unido por ligações de Van der Waals forma a grafite.

Quimicamente inerte extremamente resistente à temperatura, o grafeno possui alta área superficial, alta transparência (ZARBIN; ORTHA, 2019) e devido à hibridização sp², cada um dos átomos se encontra ligado a outros 3 átomos de

carbono, em um plano 2D, deixando um elétron livre na terceira dimensão (BHARECH; KUMAR, 2015).

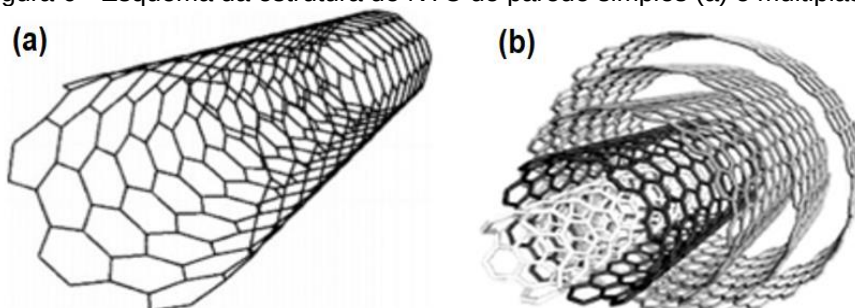
3.3.5 Nanotubos de Carbono

Os nanotubos são formados a partir do enrolamento de uma ou mais folhas de grafeno a partir do seu próprio eixo, formando estruturas cilíndricas com diâmetros nanométricos, e comprimentos que variam de micrometros a centímetros. (ZARBIN; OLIVEIRA, 2013). Com isso, é definido que:

Em um primeiro momento, os nanotubos podem ser separados em dois grupos: os nanotubos de carbono de paredes simples, no qual uma única folha de grafeno é responsável pela sua estrutura; e os nanotubos de carbono de paredes múltiplas, onde várias folhas de grafeno se enrolam de forma concêntrica, como um tubo coaxial, separadas entre si por uma distância muito parecida com aquela observada entre as folhas de grafeno no grafite (TERRONES, 2003).

A condutividade térmica dos nanotubos de carbono é uma das mais altas conhecidas, excedendo bastante a observada para o diamante (ZARBIN; OLIVEIRA, 2013). A estrutura perfeita de um nanotubo apresenta átomos de carbono com ligações incompletas nas extremidades abertas (dangling bonds) sendo, portanto, pontos de alta reatividade (MASHHADIKARIMI, 2017), como se pode observar na Figura 6.

Figura 6 - Esquema da estrutura de NTC de parede simples (a) e múltiplas (b).



Fonte: Hasan; Rubel (2020); Almeida (2013).

Contudo, alguns autores como Wepasnick et al. (2011), diz que essas características, das paredes laterais que formam ligações incompletas, heteroátomos,

pentágonos e heptágonos na estrutura e carbono com hibridização sp^3 ligados a grupos funcionais, são defeitos.

Com as características relatadas, os Nanotubos de Carbono se tornam um material de potencial ímpar para aplicação em diversos produtos e sistemas, fazendo dele uma grande chave da Nanociência e Nanotecnologia.

Estas qualidades, somadas a uma relação estrutura/propriedade inédita, proporcionou o crescimento do interesse de indústrias em geral, à procura de novos produtos e de substituição de componentes já existentes (ZARBIN; OLIVEIRA, 2013).

3.3.5.1 Propriedades dos Nanotubos de Carbono

Dependendo das propriedades estruturais, eletrônicas, físicas e químicas, Rodrigues, F. A., (2015), diz que, os NTCs podem ser sensíveis ao ambiente, havendo a necessidade de funcionalização (inserção de radicais na estrutura por ligações covalentes, não covalentes ou Van der Waals), aumentando a solubilidade.

Desta forma, SWNTs (Single Walled Nanotubes) podem apresentar características metálicas ou semicondutoras, com diferentes valores de band gap, de acordo com o diâmetro e a orientação pela qual a folha de grafeno foi enrolada (ZARBIN; OLIVEIRA, 2013).

Além disso, os nanotubos de carbono não são frágeis e podem ser dobrados plasticamente, tendo em vista que, as ligações químicas C-C em uma camada de grafeno provavelmente são as mais fortes conhecidas na natureza (MAI, 2006). Portanto, é esperado que os NTCs tenham propriedades mecânicas excepcionalmente boas, com significativo potencial para aplicações em materiais compósitos. (NASCIMENTO, 2015).

A primeira tentativa de se determinar o módulo de Young de um NTCPM foi realizada por Treacy et al. (1996) que mediu dentro de um microscópio eletrônico de transmissão a amplitude das vibrações térmicas de único NTC.

Os autores demonstram que estas estruturas possuem um módulo de Young médio de 1,0 e 1,8 TPa, muito maior do que as fibras de carbono comerciais que possuem tal valor em torno de 800 GPa (NASCIMENTO, 2015).

Zhu et al. (1998) alcançaram altas tensões (maiores que 50 GPa) em temperatura ambiente, usando ondas de choque em NTCPM e identificaram que as

estruturas não quebraram, mas sofreram colapso. Através de demonstrações teóricas, Gao (1998) mostrou que as propriedades mecânicas de NTCs de parede únicas são dependentes do diâmetro, e estimaram módulo de Young teórico dos NTCs de aproximadamente 1nm de diâmetro, na faixa de 0,6 – 0,7 TPa.

3.3.5.2 Nanotubos em Matriz Metálica

O uso de nanocompósitos de matriz metálica tem se tornado mais recorrente nas indústrias automotiva, aeroespacial e aeronáutica, devido a características intrínsecas a esta categoria de material.

Estudos revelam tendências significativas para a aplicação desse novo material, pelo fato dele possuir alta propriedade mecânica (TREACY et al., 1996). Rodrigues, F. A., (2015) diz que, a incorporação destes não parece prejudicar a tenacidade à fratura de metais que, em certos casos, demonstram uma melhoria na ductilidade.

A escalada dos preços dos combustíveis fósseis e a necessidade de minimizar emissão CO₂ têm aumentado a procura de materiais estruturais mais leves em indústrias aeroespacial e automotiva para redução do consumo de combustível (TJONG, 2009).

Atualmente, nanocompósitos de NTC e metal podem ser processados por meio de energia térmica, pulverizando, processando metal líquido para metalurgia do pó, deformação plástica severa, processamento por fricção, deposição eletroquímica e mistura técnicas de nível molecular (TJONG, 2009).

Porém, há uma dificuldade de compreensão da questão interfacial entre os nanotubos de carbono e metais que, também, dificultam a dispersão dos NTC em matrizes metálicas (RODRIGUES, F. A, 2015).

3.3.5.3 Nanotubos em Matriz Metálica de Alumínio

Os nanotubos conferem ao alumínio significativa resistência que pode substituir elementos de ligas atualmente utilizados, uma vez que, os nanotubos atuarão absorvendo parte do esforço mecânico aplicado sobre a matriz (DIAS et al., 2016).

A partir do controle da interface com fortes interações NTC - Matriz, geralmente é promovido um efeito eficaz de transferência de carga (RODRIGUES, F. A., 2015). Assim, tratamentos de superfície para os NTC e modificações de processamento, são utilizados, visando fortes ligações interfaciais entre nanotubos e metais.

Outro fator importante, é a seleção do tipo de nanotubo a ser usado. Em geral, a utilização de nanotubos de carbono como reforços é preferido e benéfico, para as propriedades mecânicas, devido a maior resistência mecânica das ligações sp^2 carbono-carbono (RODRIGUES, F. A., 2015). O aumento nas propriedades mecânicas é atribuído a determinado fortalecimento do NTC, que pode ser fortemente ligado com a matriz através das fases de carbeto de alumínio (Al_4C_3) geradas (HANSANG et al., 2008).

Diversas produções atestam que a introdução de NTC em matrizes de diversos materiais aumenta sua resistência (SIMÕES et al., 2014; KWON; LEPAROUX, 2012). Contudo, o uso de NTCPM como reforços, em compósitos podem não permitir a força máxima devido à não uniforme deformação axial no interior dos NTC (TJONG, 2009).

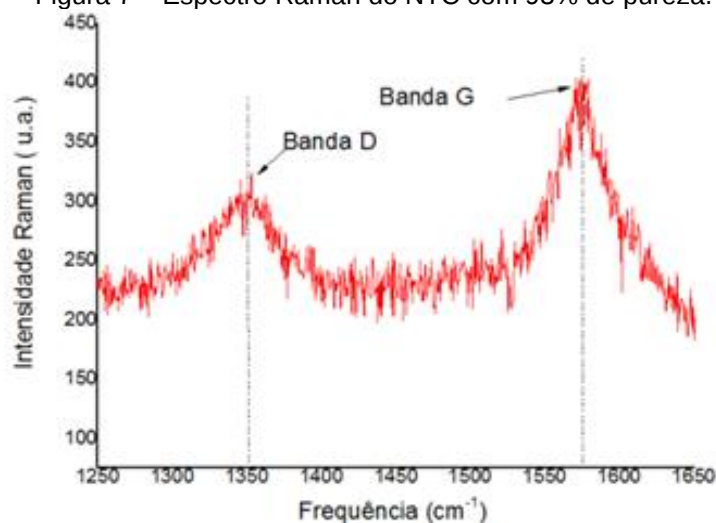
3.4 Espectroscopia Raman em Nanotubos de Carbono

A técnica para caracterização inicial dos nanotubos de carbono escolhida foi a Espectroscopia Raman, que é uma técnica amplamente empregada na caracterização de nanotubos e outras formas carbonosas. Todas as formas alotrópicas do carbono, carbono amorfo, fulerenos, nanotubos de carbono e diamante, são ativas no espectro Raman, sendo a posição, largura e a intensidade relativa de cada banda modificadas de acordo com a forma de carbono (LOBO et al., 2005).

Em um espectro raman deste tipo, as intensidades dos picos D e G podem ser utilizados como um indicador para os níveis de pureza dos nanotubos (RODRIGUES, F. A., 2015). O método para medição da pureza de amostras de carbono, é obtido pela análise da razão de intensidades I_D/I_G .

Em seguida, as Figuras 7 e 8 apresentam os espectros raman materiais com NTC visualizados nas produções de Nascimento (2015) e Rodrigues, F. S., (2015) para comparação com o espectro e relação I_D/I_G obtidas no presente trabalho.

Figura 7 – Espectro Raman do NTC com 93% de pureza.

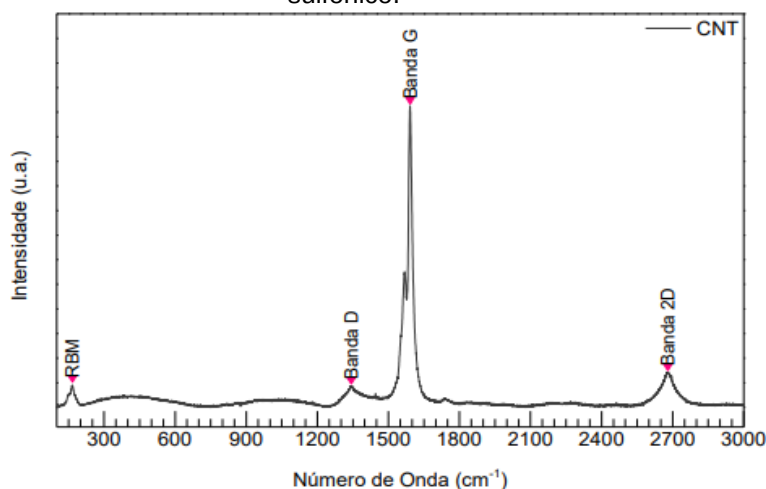


Fonte: Nascimento (2015).

A Figura 7, apresenta o espectro raman de NTC utilizados por Nascimento (2015), que resultou numa razão I_D/I_G aproximada de 0,92, assim, mostrando que seus NTC possuem baixa pureza, diminuindo o valor agregado do material, mas não descartando uma gama de aplicações relacionadas a nanotubos de baixa pureza (ALVES, 2012).

A Figura 8, apresenta o espectro raman de NTC funcionalizados com poliaminobenzeno sulfônico, mostrando as mesmas bandas encontradas no presente trabalho.

Figura 8 – Espectro Raman do NTC funcionalizado com o copolímero ácido poliaminobenzeno sulfônico.



Fonte: Rodrigues, F. S., (2015).

Como é visto, na Figura 8 foi possível identificar exatamente as 4 bandas características de estruturas de carbono. Rodrigues, F. S., (2015), atestou espectros semelhantes com outras formulações de materiais somados com NTC e que apresentaram a mesma configuração de bandas

3.5 Tratamentos Térmicos

O método mais comum de se alterar as propriedades e microestruturas é o tratamento térmico que, segundo Reinke (2017), pode ser definido como sendo qualquer operação de aquecimento ou esfriamento que têm o propósito de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensão residual.

Quando o tratamento é aplicado para ligas de alumínio, deve-se a princípio diferenciar as ligas termicamente tratáveis, ou seja, que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX), do qual o aumento de dureza só é possível, mediante trabalho mecânico e seguido de encruamento (1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) (ASM, 1991).

Alguns tipos de tratamentos são: Envelhecimento artificial onde é possível atingir durezas elevadas para um determinado tempo de tratamento, o qual o crescimento excessivo dos precipitados e a consequente perda de coerência deles com a matriz leva à queda de dureza denominada superenvelhecimento.

Por conseguinte, tem -se: O Envelhecimento natural que é usado para indicar os processos de precipitação que ocorrem com a manutenção da liga à temperatura ambiente. Este, é muito mais lento e com níveis de dureza resultante bem mais baixos do que os comumente apresentados no envelhecimento artificial (ASM, 1990).

3.6 Cabo Termorresistente

Segundo Lima (2014 apud PRAZERES, 2016), o alumínio termorresistente se configura com a adição de alguns elementos ligantes ao alumínio puro a fim de elevar a temperatura de recristalização do material.

De acordo com a ASM International (1998), estes materiais suportam maiores temperaturas de operação com menor dilatação linear, assim, mantendo a maior parte dos fundamentos de projeto originais.

Para Régis Júnior (1999), os cabos de Alumínio termorresistente são:

Os cabos fabricados com essa liga apresentam características de recozimento e fluência em alta temperatura significativamente superiores em relação ao alumínio 1350 (alumínio comercialmente puro). Devido a essas características, um condutor 32 com Al termorresistente pode ser utilizado em regime contínuo de trabalho em temperaturas de até 150°C sem que haja deterioração das características mecânicas, tais como: tração, alongamento e dureza, já para condutores de alumínio 1350 a temperatura máxima recomendável para regime contínuo de trabalho está em torno de 90°C.

Cavassin (2011) diz que, as vantagens da utilização de cabos termorresistentes na recapacitação das linhas de transmissão são:

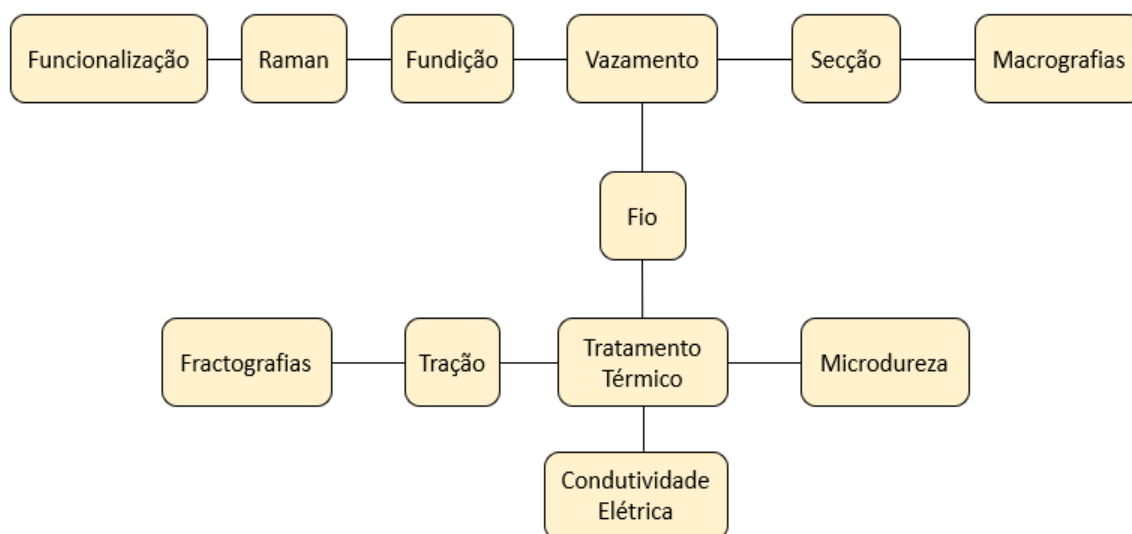
- Baixo custo de implantação;
- Baixo custo das perdas em função do regime de trabalho;
- Redução considerável no impacto ambiental;
- Não aumento dos esforços nas estruturas.

Com isso, a busca por novas ligas de alumínio termorresistente se torna promissora, tendo em vista as ótimas qualidades disponíveis diante de variadas formulações de ligas possíveis.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas desenvolvidas para esse estudo têm por objetivo a fabricação de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia elétrica. No desenvolvimento deste trabalho foram utilizados diversos materiais e métodos de ensaio, os quais são descritos nesta seção (Figura 9).

Figura 9 - Fluxograma de ensaios e testes.



Fonte: Autor (2023).

4.1 Preparo de Materiais

Os materiais utilizados para a elaboração deste trabalho foram Alumínio, Pó de Silício e Nanotubos de Carbono do tipo Paredes Múltiplas (NTCPM ou MWCNT), caracterizados pelo grupo de pesquisa “Materiais Nano e Microestruturados da Amazônia” (MNMA- UFPA) e cedidos ao Grupo de pesquisa em materiais (GPEMAT - UFPA).

Para fabricar o material analisado nesse trabalho, usou – se alumínio comercialmente puro, de um lingote, mostrado na Figura 11, doado pela empresa “Alubar cabos S. A.”, localizada na cidade de Barcarena – PA. O lingote teve sua pureza de 99,73 % (Figura 10) atestada na própria empresa, através de caracterização química feita em um espectrômetro de massa, que se encontra

conectado a um computador e através de software adequado, fornece a composição química do material.

Figura 10 – Usinagem do lingote de Al.



Fonte: Autor (2023).

O Silício passou por moagem com auxílio de almofariz e pistilo, posteriormente foi peneirado e o produto foi o pó de silício, passante da peneira de 100 mesh da série Tyler (150 μ m).

Primeiramente feitas duas matrizes de Alumínio–Silício. As duas ligas foram fundidas com 1 % de pó de Silício (2,0 g) e em seguida, em uma das matrizes, foi adicionado 0,05 % de NTCPM em peso (0,1 g), o restante da composição foi a matriz de Alumínio (200 g). Os materiais estão dispostos na Tabela 3.

Tabela 3 – Ligas trabalhadas.

Ordem	Material
1	Al-1%Si
2	Al-1%Si+0,05%NTC

Fonte: Autor (2023).

Figura 11 – Pesagem dos componetes.



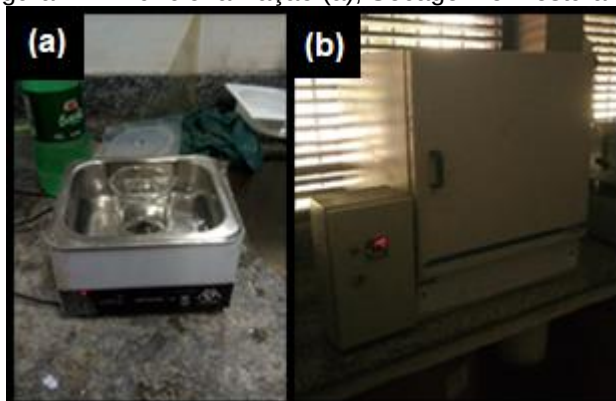
Fonte: Autor (2023).

4.2 Funcionalização

Primeiramente foi realizado o tratamento de funcionalização dos nanotubos com o objetivo de se quebrar algumas paredes dos NTCPM, assim, inserindo radicais na estrutura e possibilitando maior solubilidade. Com isso, a partir de uma mistura com 13 ml de álcool isopropílico e NTCPM, em um becker, foi feita a desaglomeração dos nanotubos por 10 minutos em um equipamento de ultrassom (Figura 12a).

Em seguida, foi adicionado o pó de Silício com 5 ml peróxido de hidrogênio, que foram novamente submetidos a 10 minutos de ultrassom, todo o processo foi realizado em uma temperatura máxima de 4 °C. Por fim, foi realizada a secagem em estufa, a 130 °C por 30 minutos aproximadamente como mostra a Figura 12b.

Figura 12 – Funcionalização (a); Secagem em estufa (b).



Fonte: Autor (2023).

4.3 Espectroscopia raman

O método aplicado para análise inicial dos nanotubos de carbono foi a espectroscopia Raman, a fim de verificar o comportamento vibracional destes. O espectrômetro Raman utilizado foi o T64000, marca Jobin Ivon. Os parâmetros de análise foram potência de entrada em torno de 100 mW (saída média de 7,18 mW), 30 comprimentos de onda do laser de 514 nm (verde), tempo de uma acumulação igual a 100 segundos, sendo 4 acumulações para cada espectro obtido sendo superpostos no próprio programa computacional do equipamento. Os espectros foram tratados por meio do software de análises gráficas OriginPro 8.5.

4.4 Fundição e solidificação

Para o início do processo de fundição, um cadinho e um molde do tipo coquilha sendo lixados e revestidos com uma fina camada de solução de caulim, a fim de facilitar o processo de vazamento e desmoldagem, respectivamente. Assim, o cadinho foi levado ao forno para aquecimento a 250 °C, para que haja a remoção de umidade interna.

Adicionou-se ao cadinho o alumínio a ser fundido que posteriormente foi levado ao forno da marca BRASIMET (Figura 13), a 900 °C por 1 hora, temperatura e tempo suficientes, garantindo fusão total. Com uma espátula de aço, lixada e revestida com solução de caulim, evitando a contaminação do banho, foi feita a agitação do material líquido, para homogeneização do banho metálico.

Figura 13 - Forno BRASIMET.

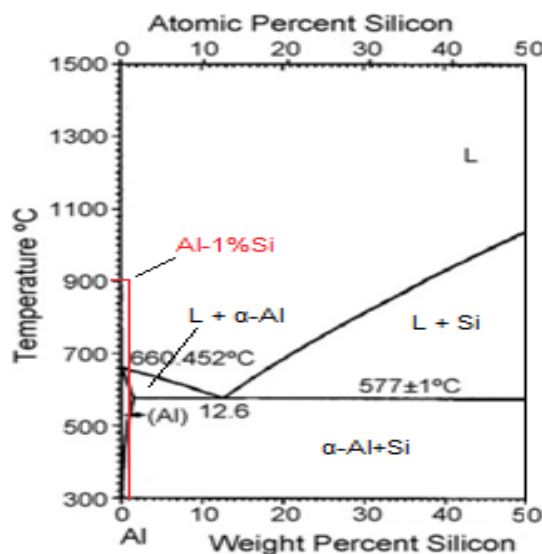


Fonte: Autor (2023).

Na Figura 14 é possível identificar quais fases podem ser obtidas a partir do processo de fundição e solidificação a 900 °C de uma liga Al-1%Si.

Com a faixa de concentração e peso de Silício em estudo é possível notar que a faixa de temperatura *liquidus* fica abaixo de 660,452 °C, também, acima da composição eutética que seria de uma liga com até 12,6% de Si segundo Vergel (2004). Com isso, nota-se que ao final da solidificação a composição da liga Al-1%Si é $\alpha\text{-Al}+\text{Si}$, sendo uma liga hipoeutética.

Figura 14 – Diagrama de fases Al-Si.

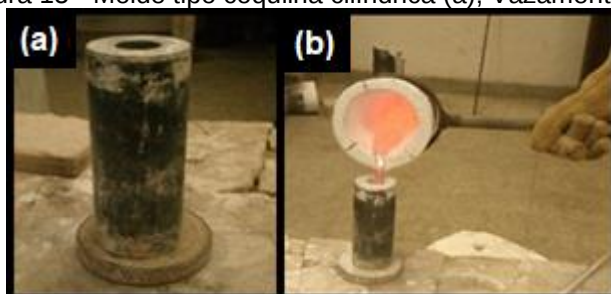


Fonte: Adaptado, Ferrarini (2005).

A sistemática adotada na operação de solidificação das ligas compreende o uso do molde tipo coquilha metálica (Figura 15a), que consiste em um cilindro de aço, com uma cavidade de 220 mm de comprimento e 28 mm de diâmetro. Assim, o molde foi, também, pré-aquecido à 250 °C, para a remoção de umidade interna e para que houvesse preenchimento total deste pelo material líquido.

Por conseguinte, realizado o procedimento de remoção de impurezas do banho metálico, por meio da inserção de gás argônio. Por volta de 760 °C os NTCPM e o pó de Silício foram adicionados ao cadinho, envoltos em papel alumínio para que não houvesse degradação desses componentes. O vazamento foi realizado entre as temperaturas 700 °C e 720 °C (Figura 15b).

Figura 15 - Molde tipo coquilha cilíndrica (a); Vazamento (b).



Fonte: Autor (2023).

O material foi vazado de maneira convencional (Figura 15b), no molde coquilha, que tem como vantagem, o preenchimento feito por ação da gravidade,

economizando tempo e quantidade de material, resultando na peça para usinagem, em seguida foi feita desmoldagem da peça (Figura 16).

Figura 16 - Peça pós vazamento.



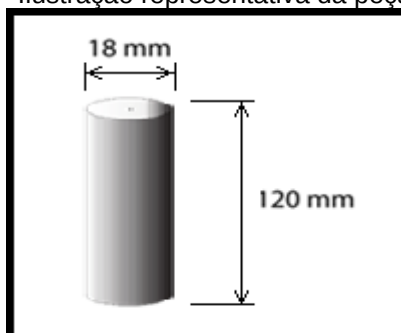
Fonte: Autor (2023).

Subsequentemente à solidificação e desmoldagem, das peças com 28 mm de diâmetro e 220 mm de altura, foi retirada uma seção de cada para análise macrográfica e microdureza.

4.5 Usinagem e laminação

Posteriormente à remoção das ligas solidificadas, foi feita a usinagem da peça e logo depois a laminação. Com diâmetro de 28 mm e comprimento 220 mm foi feita a usinagem das peças para o diâmetro de 18 mm e altura 120 mm (Figura 17).

Figura 17 - Ilustração representativa da peça laminada.

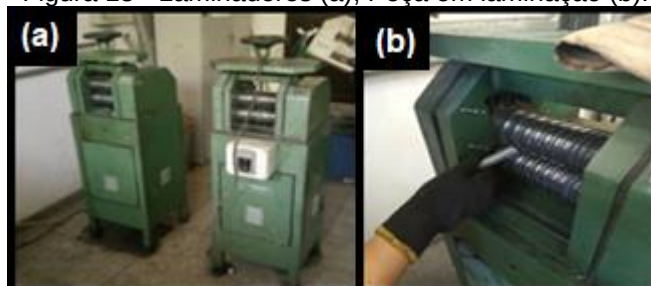


Fonte: Autor (2023).

A laminação, foi realizada por meio de deformação plástica a frio, assim, proporcionando uma melhora de acabamento superficial das amostras e retardando o aparecimento de defeitos no processo de Usinagem e, assim, foram obtidos os fios das formulações.

Os laminadores elétricos duo reversível da marca MENAC (Figura 18a) que possuem diferentes secções circulares em seus cilindros de laminação e foram utilizados nas peças até que se atingisse um diâmetro de 3 mm, para caracterização dos corpos de prova.

Figura 18 - Laminadores (a); Peça em laminação (b).



Fonte: Autor (2023).

4.6 Análise macrográfica

Após o vazamento e solidificação, com o auxílio de um arco de serra, foi retirada uma secção de cada lingote das ligas. Essas secções foram preparadas para análise macrográfica, com isso, foi feita a metalografia, regida pelos padrões técnicos de metalografia da ASTM (2004).

O processo de metalografia se iniciou com o lixamento com o objetivo de eliminar riscos e marcas profundas existentes na superfície da peça. O lixamento seguiu de duas maneiras, a primeira utilizando uma lixadeira e politriz de bancada (Figura 19), e a outra, de forma manual, úmida. O processo se passou com uma sucessão de lixas, de maior para menor granulometria. As lixas utilizadas foram de granulação 100, 220, 320, 400, 600, 720 e 1000, respectivamente.

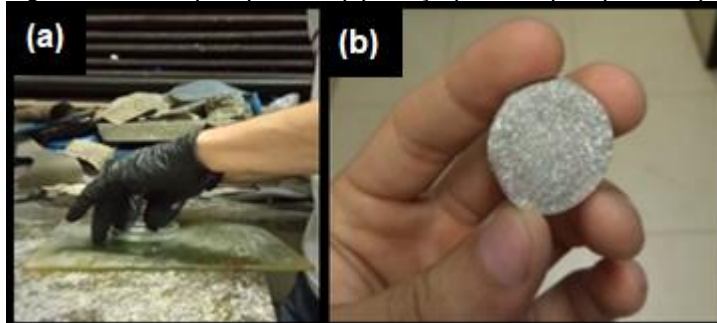
Figura 19 - Lixadeira e politriz de bancada.



Fonte: Autor (2023).

Por fim, as peças tiveram suas superfícies submetidas à ataques químicos, por 15 segundos, com reagente Keller, constituído de 10 ml de ácido fluorídrico, 15 ml de ácido clorídrico concentrado, 25 ml de ácido nítrico concentrado, 50 ml de água destilada. Com isso, foram revelados os grãos de cada liga para visualização como mostra a Figura 20.

Figura 20 – Ataque químico (a); Peça pós ataque químico (b).



Fonte: Autor (2023).

Posterior ao ataque químico, as superfícies dos corpos de prova são lavadas em água corrente abundante, enxaguadas com álcool isopropílico e secadas com um secador de ar quente.

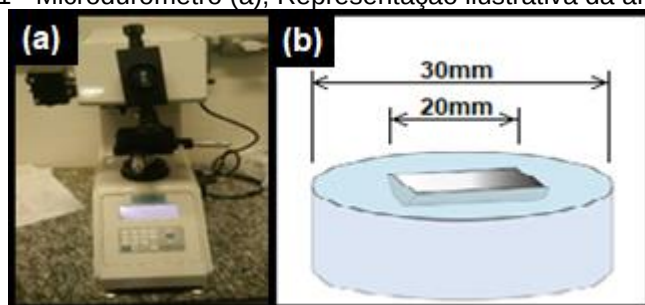
4.7 Ensaio de microdureza

Para o ensaio de microdureza, os fios das ligas foram cortados em partes de pelo menos 10 mm de comprimento e embutidos a frio, em resina poliéster (Figura 16b). Assim, por conseguinte, o ensaio seguiu sendo realizado de acordo com o regimento normativo da ASTM E384 (ASTM, 2017).

Posteriormente, foi iniciada a metalografia dessas peças, com a mesma sequência de lixas mostrada na seção anterior, porém, foi realizado o polimento com Sílica Coloidal, visando uma superfície com acabamento espelhado, para o ensaio de microdureza Vickers.

O teste foi realizado em um microdurômetro com padrão de dureza Vickers, modelo HV - 1000B (Figura 21a), nas amostras obtidas do molde coquilha. A Figura 16b apresenta essas amostras embutidas a frio em resina para facilitar o processo de metalografia.

Figura 21 - Microdurômetro (a); Representação ilustrativa da amostra (b).



Fonte: Autor (2023).

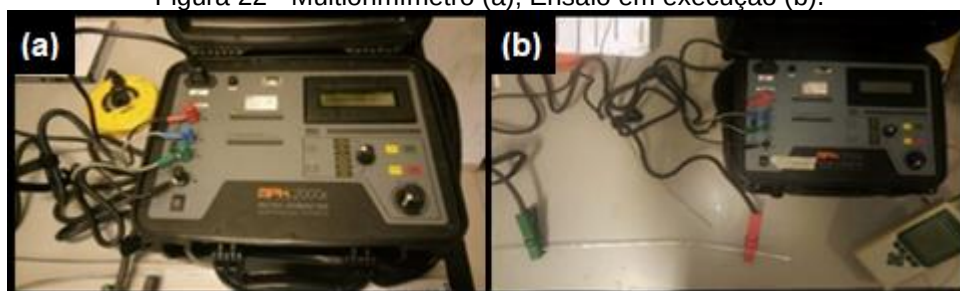
Na realização dos ensaios, a carga utilizada para o indentador marcar a superfície da amostra foi de 50 g durante 15 s. A carga e o tempo foram estipulados experimentalmente de forma a se obter a melhor leitura das diagonais.

Para o estudo dos valores de microdureza em função da distância da superfície ao centro da amostra, foi criada uma metodologia que consiste na aplicação de 10 indentações aleatórias, com pelo menos 1 mm de raio de distância de qualquer outra indentação.

4.8 Caracterização Elétrica

As amostras laminadas até o diâmetro de 3 mm e 400 mm de comprimento, foram caracterizadas eletricamente com o auxílio de um multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de Kelvin), modelo MPK-2000 (Figura 22).

Figura 22 - Multiohmímetro (a); Ensaio em execução (b).



Fonte: Autor (2023).

As resistências elétricas dos fios foram medidas com a distância de 400 mm entre garras e temperatura superior a 10 °C e inferior a 30 °C e corrigida para a temperatura de 20 °C, como a norma NBR 5118 recomenda. A NBR prescreve o

método de medição da resistência elétrica do condutor em corrente contínua, para fios e cabos elétricos.

Após a obtenção dos resultados, a partir da leitura das resistências dos corpos de provas, buscou – se aferir a condutividade elétrica de cada fio. Para isso, utilizou-se a equação fornecida pela norma NBR 6814, mostrada a seguir.

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

Onde:

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

R_t = resistência a T °C, em Ω;

R₂₀ = 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.

Com a resistência já corrigida a 20 °C pode-se obter a resistividade que é fornecida através da Equação 2, conforme a norma NBR 6815.

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

Onde:

R_v = 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 $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$;

A = área da secção transversal do corpo de prova, em mm².

Os resultados obtidos foram em seguida transformados em condutividade elétrica (IACS), “International Annealed Cooper Standard”, padrão internacional de condutividade correspondente à apresentada por um fio de cobre com 1 m de comprimento, 1 mm² de seção transversal a 20 °C, através da fórmula:

$$\rho = \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Al}} \quad (3)$$

Onde:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

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

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

4.9 Teste de Termorresistividade

Diante da possibilidade de aplicação em redes de transmissão e distribuição de energia elétrica, é necessário enquadrar os fios diante das especificações da norma ASTM B941. Para um cabo ou fio seja qualificado como termorresistente é necessário que seja caracterizado por meio de um teste de termorresistividade como descrito em seguida:

- ASTM B941 – 10: Especifica critérios para enquadrar fios da liga Al-Zr como termorresistentes em aplicações elétricas. O condutor elétrico não deve apresentar perda superior a 10% de seu limite de resistência a tração (LRT) quando submetido à temperatura de 280 °C por 1h e resfriado à temperatura ambiente. Além do comportamento mecânico a norma também possibilita a leitura da termorresistividade pela resistividade elétrica, onde após a aplicação da temperatura o fio não deve exceder $0,02873 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ a 20 °C, ou seja, a sua condutividade elétrica deve ser igual ou maior a 60% IACS.

Com isso, nos fios das composições Al-1%Si e Al-1%Si+NTC, foi realizado um tratamento térmico de envelhecimento artificial, a 280 °C, por 1h (uma hora), essa temperatura está em concordância com a norma ASTM B941. É importante salientar que estes tratamentos térmicos foram realizados após o processo de laminação. Na Figura 23, é mostrada a realização do procedimento em forno do tipo mufla.

Figura 23 - Fio em tratamento térmico.



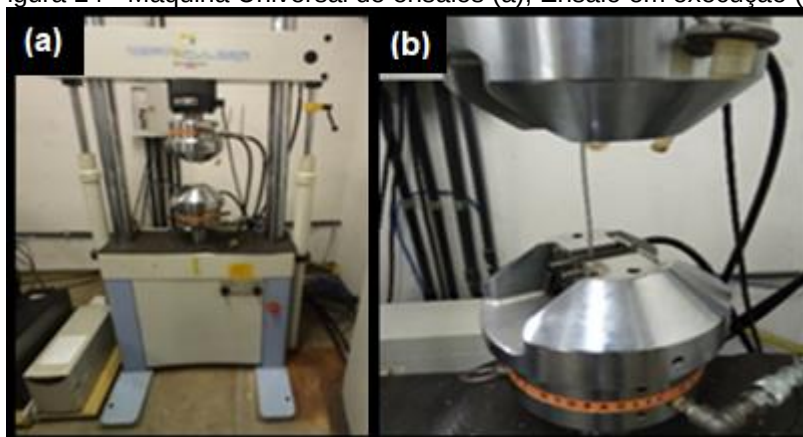
Fonte: Autor (2023).

4.10 Ensaio de tração

Após a realização dos ensaios elétricos, foram preparados corpos de prova com 200 mm de comprimento para o ensaio de tração. Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões especificadas pelo padrão normativo presente nas NBR 6810 e NBR ISO 6892, respeitando as distâncias entre garras de 150 mm e fios com 3mm de espessura.

Por meio de uma máquina universal de ensaios de tração SHIMADZU, modelo Servopulser, mostrada na Figura 24, acoplada a um microcomputador com sistema de aquisição de dados facilitando a coleta das informações.

Figura 24 - Máquina Universal de ensaios (a); Ensaio em execução (b).



Fonte: Autor (2023).

4.10.1 Análise da Fratura

Os fios fraturados, gerados ao fim do ensaio de tração, foram seccionados com pelo menos 20 mm de distância da região da fratura. Posteriormente, o lado oposto foi lixado, com intuito de planificar a superfície, possibilitando a peça ficar de pé, verticalmente.

Ao fim do lixamento, a peça foi imersa em álcool isopropílico e levada para a máquina de ultrassom METASOM – 14 (Figura 25), onde passou 10 minutos. Posteriormente, os corpos de prova foram levados ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) (Figura 26).

Figura 25 - Máquina de ultrassom.



Fonte: Autor (2023).

A Figura 26 apresenta a imagem do microscópio eletrônico de varredura (MEV) de propriedade do Museu Paraense Emílio Goeldi, que foi utilizado para a caracterização microestrutural das fraturas obtidas no ensaio de tração. Na caracterização, teve – se o propósito de avaliar os aspectos e mecanismos de fratura, por meio do detector de elétrons secundários; e os cortes transversais das ligas, por observação através do detector de elétrons retroespalhados.

Figura 26 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).



Fonte: Prazeres (2016).

Posteriormente a obtenção das micrografias via MEV, as fraturas foram analisadas por intermédio do uso de softwares, visando a leitura da forma e tamanho dos dimples existentes nas fraturas.

4.10.1.1 Medição do Tamanho dos Dimples

O procedimento de obtenção do tamanho médio dos Dimples foi realizado através da norma ASTM E112 de 1996. A norma descreve a determinação da contagem de contornos de grãos interceptados por linhas, as quais, nesse caso, serão os perímetros dos grãos.

Todavia, tem – se o objetivo de avaliar o comportamento das microcavidades a partir dessas medições, e não há uma norma que conduza totalmente esta necessidade. Assim, com base em outras produções, foi realizada uma adaptação da norma, com o intuito de efetuar a mensuração das microcavidades.

Primeiramente, a medição dos dimples foi realizada através do método usado por Souza, L. (2013), que consiste em traçar duas linhas (d_1 e d_2) perpendiculares que tocam as bordas do dimples e realizar a média aritmética simples de seus valores, assim, obtendo as dimensões das microcavidades ($\bar{x}$), como mostra a equação 4.

$$\bar{x} = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (4)$$

Desse modo, para cada micrografia, foram realizadas vinte e quatro (24) medições e a partir disso foram obtidos cálculos de média e desvio padrão correspondentes a cada diâmetro.

Para a contagem e medição das microcavidades, utilizou-se o Software de domínio público e Open Source (Código aberto) ImageJ (Figura 27), sendo este, amplamente utilizado para processamento de imagens e contagem de partículas, sendo extremamente importante no procedimento, permitindo calibração através de escala de ampliação obtidas via MEV.

Figura 27 - Esquema de Análise dos Dimples.



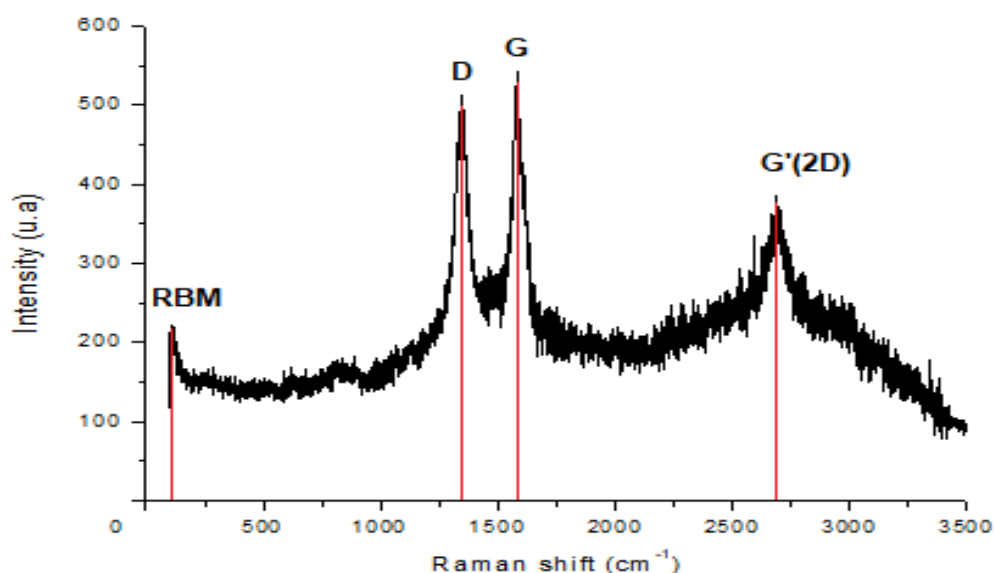
Fonte: Autor (2023).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Espectroscopia Raman

Com a espectroscopia Raman há a possibilidade de classificação das múltiplas formas alotrópicas do carbono: grafite, nanotubos, ou carbono amorfo. A Figura 28 evidencia o perfil do espectro Raman dos nanotubos trabalhados na obtenção do Nanocompósito de matriz metálica, onde é possível visualizar a presença de quatro bandas: RBM, D, G e G'(2D).

Figura 28 - Espectro Raman dos NTCPM.



Fonte: Autor (2023).

O primeiro pico, da esquerda para a direita, é o modo vibracional radial (RBM), $106,46 \text{ cm}^{-1}$. Este pico é característico dos NTC, já que nenhum outro material a base de carbono apresenta esse modo vibracional (RODRIGUES, F. S., 2015). O RBM está relacionado com as vibrações coerentes dos átomos de carbono na direção radial do NTC e é geralmente encontrado na faixa de frequência entre 100 cm^{-1} e 300 cm^{-1} (JORIO, 2011).

O segundo pico, banda D, que foi localizado em $1345,14 \text{ cm}^{-1}$. Essa banda é comumente visualizada entre 1200 cm^{-1} e 1400 cm^{-1} e é atribuída a presença de estruturas desordenadas, como NTCs com estruturas defeituosas ou carbono não cristalino (ENDO et al., 2001).

A banda G, $1582,15 \text{ cm}^{-1}$, é resultante dos modos vibracionais tangenciais (TO) e longitudinais (LO), está associada a nanotubos perfeitos (DRESSELHAUS, 2005; SANTOS, 2012).

Para Santos (2012) outra característica dos nanotubos no espectro Raman, é a banda G' também conhecida como 2D, por ser uma ressonância de segunda ordem da banda D. A banda foi localizada em $2687,94 \text{ cm}^{-1}$.

A Tabela 4 mostra os valores das intensidades e deslocamento de cada banda do espectro raman formado pela amostra de nanotubos, juntamente com a razão entre as intensidades das bandas D e G.

Tabela 4 – Valores de intensidade e deslocamento das bandas.

Banda	Intensidade	Deslocamento (cm^{-1})
RBM	219,99	106,46
D	511,76	1345,14
G	543,14	1582,15
G'(2D)	385,55	2687,94
I_D/I_G	0,94	-

Fonte: Autor (2023).

A partir da Tabela 4 é observado que o valor da relação I_D/I_G foi de 0,94. Através dessa relação é possível saber a qualidade dos NTC, tendo em vista que quanto maior a razão, maior a presença de impurezas gráficas ou carbono amorfo.

Com isso, baseado no supracitado, é indicada a veracidade da presença das bandas RBM, G, D e G' (2D) atestando a existência da forma estrutural de cristalinos de carbono em forma de nanotubos de carbono, sendo nanotubos de carbono com baixa pureza.

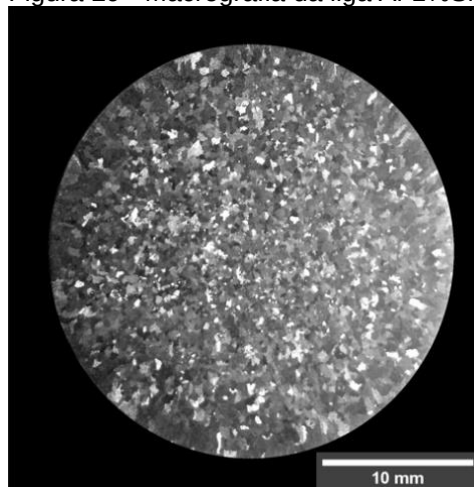
5.2 Macroestrutura

As Figuras 29 e 30, mostram as macrografias características, obtidas nos experimentos com as ligas Al-1%Si e Al-1%Si+NTC, solidificadas em molde coquilha, sem encruamento e tratamento térmico, para análise de suas macroestruturas. Pode se observar de maneira geral que há uma predominância de grãos equiaxiais nos dois lingotes.

5.2.1 Liga Al-1%Si

A partir da visualização da macrografia da liga Al-1%Si, na Figura 29, foi possível identificar que no centro da liga Al-1%Si há a formação de uma grande zona com grãos sem orientação determinada, caracterizando os grãos equiaxiais. Nas bordas há uma tentativa de crescimento de grãos colunares que parecem ter impossibilitado o crescimento de grãos coquilhados.

Figura 29 - Macrografia da liga Al-1%Si.



Fonte: Autor (2023).

Os grãos equiaxiais encontraram condições favoráveis para nucleação e crescimento no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição Colunar/Equiaxial (GARCIA, 2001). Segundo Souza (2005), correntes de convecção no interior do molde provocam a quebra de grãos dendríticos alongados, assim, possibilitando a nucleação de novos grãos.

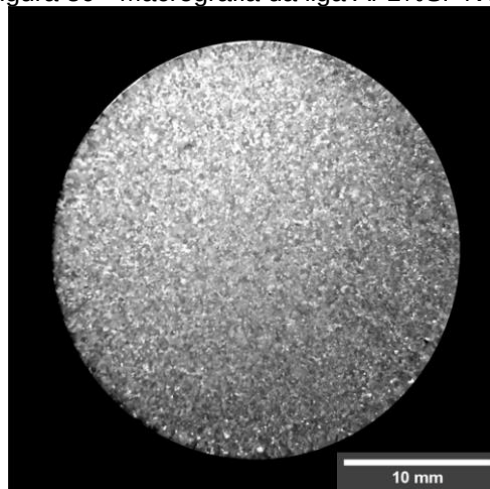
Contudo, nas extremidades da peça, onde houve uma nucleação heterógena, a partir do contato do metal líquido com as paredes do molde. Para Garcia (2001), a parede do molde age iniciando a formação de núcleos em sua superfície, que tendem a crescer a partir dela. Também, é possível definir que não há a presença de grãos coquilhados, porém, podem estar com tamanho suficientemente reduzido impossibilitando a visualização em escala macrográfica.

A diminuição dos grãos na zona coquilhada, pode ser decorrente do tempo de solidificação, tendo em vista que, os estudos de Garcia (2008), mostram que o maior tempo de solidificação favorece a formação de grãos equiaxiais.

5.2.2 Liga Al-1%Si+NTC

A macrografia da apresentada na Figura 30, a liga Al-1%Si+NTC mostra uma configuração de tamanho de grãos com um alto refino, como se os nanotubos estivessem agindo como um agente nucleante. Isso pode ser explicado pela hipótese de Korayem et al., (2009), onde comentam que as partículas em um banho metálico atuam como agentes nucleantes durante o resfriamento e solidificação

Figura 30 - Macrografia da liga Al-1%Si+NTC.



Fonte: Autor (2023).

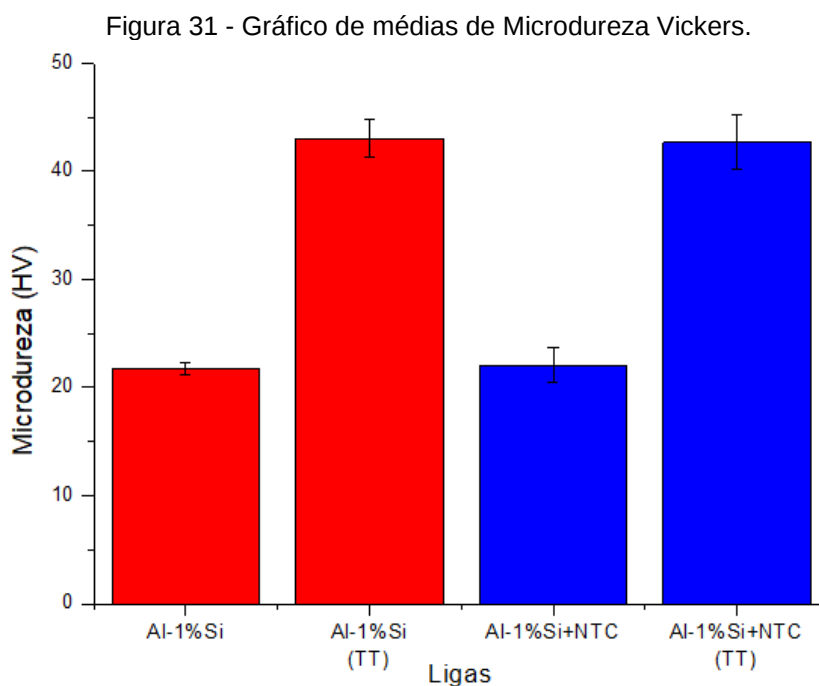
Na liga, além do refinamento dos grãos, foi possível visualizar uma menor presença de grãos do tipo colunar. Estes, apresentam uma configuração análoga a liga de Al-1%Si, estando em uma na região periférica e com dificuldade de crescimento, assim, reduzindo a área dos grãos coquilhados, tornado impossível a visualização em escala macrográfica.

Além disso, pode se observar uma predominância de grãos equiaxiais. É notável que as condições de nucleação e crescimento, durante a solidificação do metal líquido, foram tais que o crescimento dos grãos é semelhante em todas as direções, assim, formando a grande quantidade de grãos equiaxiais.

Dessa maneira, é possível inferir que o notável refino apresentado na Figura 30, está relacionado com a introdução dos nanotubos de carbono, que podem estar também favorecendo a formação de grãos menores do nanocompósito metálico.

5.3 Microdureza

Com a realização do ensaio de Microdureza Vickers foi feito o acompanhamento da evolução do material em relação a propriedade de dureza, nas peças fundidas, Al-1%Si e Al-1%Si+NTC, e nas peças que passaram por encruamento e tratamento térmico, Al-1%Si (TT) e Al-1%Si+NTC(TT). A partir dos valores obtidos, foi confeccionado um gráfico (Figura 31), com ajuda do software OriginPro 8.5.



Fonte: Autor (2023).

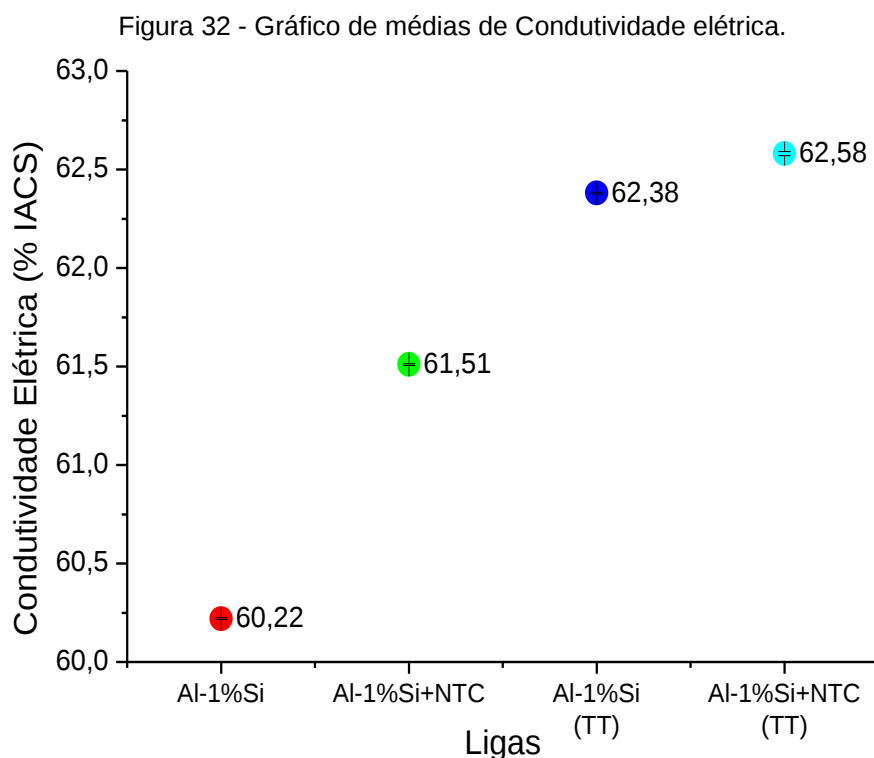
A partir da observação do Gráfico acima, foi identificado que as médias de microdureza para as ligas fundidas Al-1%Si e Al-1%Si+NTC foram próximos, sendo 21,73 HV e 22,07 HV, respectivamente, assim como, suas correspondentes que passaram por tratamento térmico e encruamento, sendo, 43,06 HV e 42,68 HV.

A peça Al 1%Si apresentou o menor nível de dureza do ensaio, com um ganho de 21,33 HV, porém, distante apenas 0,34 HV da liga Al-1%Si+NTC fundida. As peças tratadas termicamente e encruadas, Al-1%Si (TT) e Al-1%Si+NTC (TT), também apresentaram valores de dureza bem próximos, sendo a liga Al-1%Si (TT) o maior desempenho deste ensaio, mostrando um ganho de dureza de 21,33 HV (98,16%), enquanto o nanocompósito obteve 20,61 HV após o tratamento térmico a 280 °C.

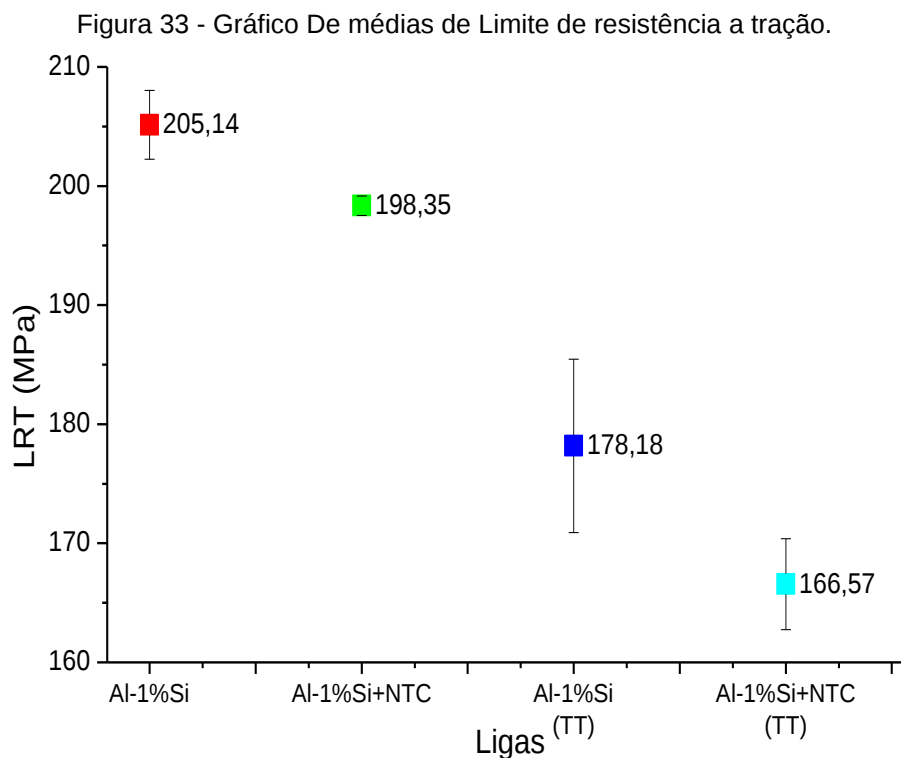
Diante disso, foi visto que houve um ganho de 93,38% de dureza do nanocompósito após o tratamento térmico. Todavia, os dados são diferentes de outras produções. Tendo em vista que, Nascimento (2015), obteve aproximadamente 150% a mais de dureza, em ligas de Al com 0,7%NTC. O mesmo, apresentou uma variação de durezas de 87,18 HV (Al puro) a 189,83 HV (Al-3%Ni+0,7NTC).

5.4 Comparação da Condutividade elétrica e LRT

Diante dos resultados de condutividade elétrica dos fios das duas formulações, foram confeccionados gráficos que proporcionaram a comparação desses dados com os de limite de resistência a tração (Figura 32 e Figura 33). Com isso, em seguida, baseadas nesses gráficos, foram produzidas tabelas que apresentam a relação entre os valores de condutividade elétrica e LRT das ligas com a norma ASTM B941 - 10, para fios das ligas obtidas no trabalho.



Fonte: Autor (2023).



Fonte: Autor (2023).

Primeiramente, foi identificado que a Condutividade Elétrica e Limite de resistência a tração, se apresentaram como grandezas inversamente proporcionais. Enquanto a formulação Al-1%Si possui 60,22 %IACS, o menor valor dentro todos, ao mesmo tempo, detém o maior LRT obtido nesta produção, sendo de 205,14 MPa e liga Al-1%Si+NTC (TT), que apresentou maior nível de condutividade elétrica, sendo 62,58 %IACS, em contrapartida, possui o menor desempenho em limite de resistência a tração, 166,57 MPa.

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

As Tabelas 5 e 6 apresentam os resultados dos ensaios de limite de resistência a tração relacionando às perdas e condutividade elétrica para a temperatura de tratamento térmico no teste de termorresistividade nas ligas Al-1%Si e Al-1%Si+NTC.

Tabela 5 – Relação dos valores de LRT (MPa), perda de LRT (%) e condutividade elétrica (%IACS) da liga Al-1%Si sem e com teste de termorresistividade.

Teste de termorresistividade	Al-1%Si		
	LRT(MPa)	Perda de LRT (%)	Cond. Elétrica (%IACS)
Sem teste	205,14	-	60,22
Norma ASTM B941 TT (280°C)	178,18	13,14	62,38

Fonte: Autor (2023).

Na Tabela 5, observa-se, que a condutividade elétrica a liga tratada termicamente registrou um valor de 62,38 %IACS, sendo, um ganho de 2,16%IACS. Segundo Kamizono (2014 apud PRAZERES, 2016) a utilização de tratamento térmico em um material pode recuperá-lo, eliminando a concentração de discordâncias, melhorando a condutividade elétrica.

Em relação a característica mecânica de LRT, que o teste de termorresistividade apresentou perdas diante da liga após o tratamento térmico à 280°C. A liga Al-1%Si mostrou uma perda de limite de resistência a tração de 13,14%. Assim, a liga não é caracterizada como termorresistente, por ter ultrapassado o limite de 10% de perda de LRT.

Tabela 6 – Relação dos valores de LRT (MPa), perda de LRT (%) e condutividade elétrica (%IACS) da liga Al-1%Si+NTC sem e com teste de termorresistividade.

Teste de termorresistividade	Al-1%Si+NTC		
	LRT(MPa)	Perda de LRT (%)	Cond. Elétrica (%IACS)
Sem teste	198,35	-	61,51
Norma ASTM B941 TT (280°C)	166,57	16,02	62,58

Fonte: Autor (2023).

A Tabela 6 mostra que, em relação a caracterização elétrica, o tratamento térmico a 280 °C aumentou a condutividade elétrica da liga Al-1%Si+NTC. A norma diz que para que um fio seja utilizado para fins de transmissão elétrica, deve se obter condutividade elétrica igual ou superior a 60 %IACS.

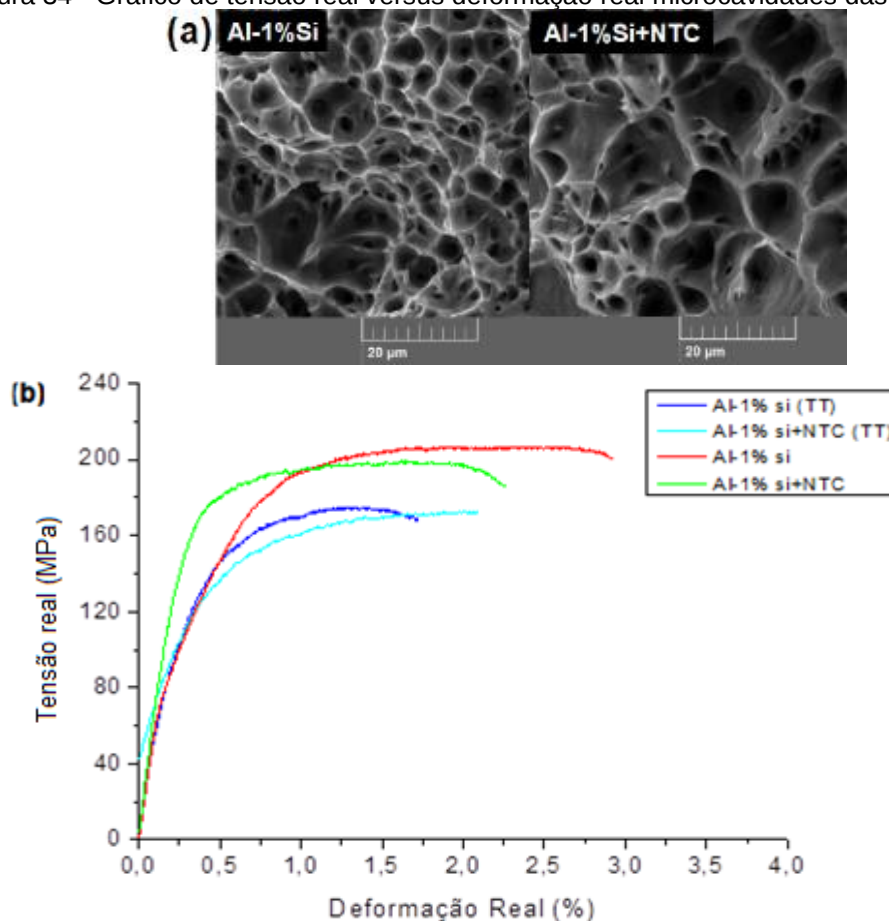
Por outro lado, a tabela apresenta perdas de limite de resistência a tração, maiores da formulação Al-1%Si. Após o tratamento térmico a 280 °C a perda foi de 16,02%, superior a 10%, sendo acima do limite aceitável segundo a norma ASTM B941 - 10. Assim, a liga Al-1%Si+NTC(TT) não é caracterizada como viável para uso

na indústria de cabos elétricos, tendo em vista que o material não se encontra de acordo com a norma.

5.5 Efeito dos NTC's na ductilidade da liga Al-1%Si

Os ensaios de tração foram realizados nos corpos de prova até ruptura do material. Após o término dos ensaios, a partir dos dados obtidos, foi elaborado um gráfico de tensão *versus* deformação com o auxílio do software OriginPro 8.5. As curvas são apresentadas na Figura 34b e relacionadas com as micrografias obtidas após ruptura dos fios (Figura 34a).

Figura 34 - Gráfico de tensão real versus deformação real microcavidades das ligas.



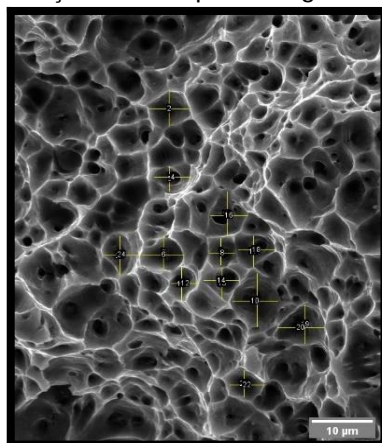
Fonte: Autor (2023).

A partir da visualização da Figura 34, percebe-se que, com a adição dos nanotubos na matriz de alumínio e silício, houve um aumento no tamanho médio dos dimples e maior coalescência destes. Foi visto também uma maior deformação real

A Figura 35a mostra superfície de fratura da liga Al-1%Si com poucas trincas em sua parte externa e medindo 1,62 mm por 1,92 mm. Em seguida, a direita, na Figura 35b é visto o aumento 1000x, onde foram identificados alguns orifícios profundos formando superfícies livres de aparência fosca e fibrosa. Por diante, ainda na Figura 35b foi possível observar frequente presença de dimples, caracterizando o micromecanismo de fratura por coalescência de microcavidades, gerados por deformação plástica, qualidade intrínseca de materiais dúcteis.

Em seguida, a Figura 36 mostra a micrografia com lente de aumento de 2000x, juntamente com as marcações feitas para a medição dos dimples provenientes do tipo de micromecanismo de fratura apresentado pelo fio da liga Al-1%Si.

Figura 36 – Medição dos dimples da liga Al-1%Si (2000x).



Fonte: Autor (2023).

A partir da Figura 36, é possível se observar os dimples apresentados na fratura de característica dúctil do fio de formulação Al-1%Si. Com isso, a medição das microcavidades revelou um tamanho médio de 5,69 μm .

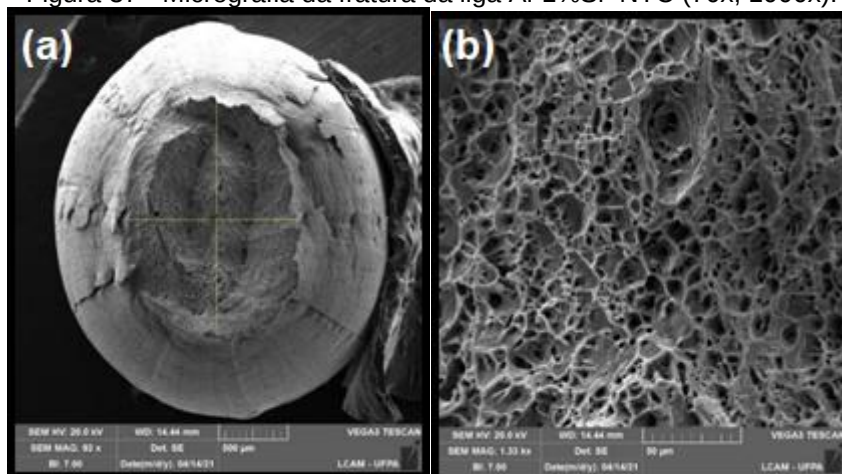
As microcavidades da fratura da liga Al-1%Si possuem um formato equiaxial que, segundo Marques (2012), é uma característica fortemente influenciada pelo tipo de carregamento uniaxial que, no caso foi o tipo de força aplicada anteriormente no ensaio de tração em que material foi submetido.

5.6.2 Liga Al-1%Si+NTC

A Figura 37 apresenta as micrografias da liga Al-1%Si+NTC com lentes de aumento 70x (Figura 37a) e 1000x (Figura 37b). Na Figura 37a é apresentada a

superfície de fratura, com diâmetros de 1,64 mm e 1,22 mm. A partir da lente de aumento 1000x foi possível visualizar algumas áreas com cisalhamento evidente, com seus planos de escorregamento se formando a partir dos profundos orifícios presentes. Essas características, podem ser confundidas com as Marcas de Rio (Rivers Patterns), apresentadas por fraturas frágeis por micromecanismo de clivagem.

Figura 37 - Micrografia da fratura da liga Al-1%Si+NTC (70x, 1000x).



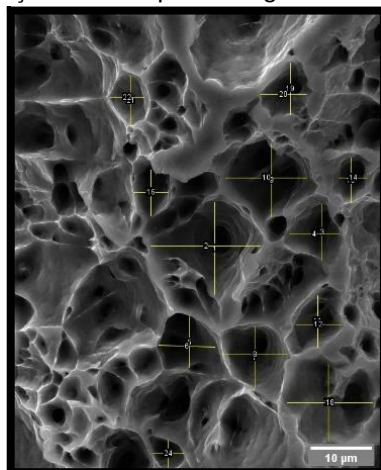
Fonte: Autor (2023).

Contudo, ainda, na fractografia da direita, percebe-se a uma grande quantidade de orifícios que formam superfícies livres, caracterizando a predominância do micromecanismo de fratura por coalescência de microcavidades, ou seja, uma fratura de característica dúctil, que é associada a deformação plástica, assim, manifestando a presença desses dimples (microcavidades).

Os dimples, segundo Janssen et al., (2006), passam a existir a partir da nucleação em discontinuidades já existentes no material, sendo que as mais importantes são partículas intermetálicas, precipitados e contornos de grão.

As características das microcavidades são diversas, a medição destas também é de extrema importância para complementação e confirmação do mecanismo de fratura, com isso, foi realizada a medição dos dimples, como mostra a Figura 38.

Figura 38 - Medição dos dimples da liga Al-1%Si+NTC (2000x).



Fonte: Autor (2023).

A partir da medição dos dimples, foi obtido o tamanho médio de 8,47 μm , sendo 48,68% maiores que os da formulação Al-1%Si. Na Figura, foram observados também, dimples de rasgamento, que são direcionados às trincas desordenadas da fratura e podem ter sido causados por defeitos provenientes de processos anteriores. Os dimples visualizados também apresentaram majoritariamente o formato equiaxial e com grande quantidade de coalescência.

Por fim, lembrando que o material sofreu empescoçamento, recorrendo à Figura 34a, tem-se a visualização da superfície da fratura e suas dimensões, sendo 24,93% menores que as da liga Al-1%Si, e revelando uma redução de quase 47,67% de sua espessura inicial (3mm), provando que a peça, antes da adição dos nanotubos obteve maior deformação plástica, como mostram os dados de tração, assim, validando a diminuição da característica dúctil da liga com adição de NTC.

6 CONCLUSÕES

O Nanocompósito foi obtido com êxito, a partir da fundição da matriz de alumínio e silício, e a posterior adição dos NTCPM. Em seguida, foram confeccionados os corpos de prova do material para diferentes ensaios.

Observando o espectro Raman, obtido para análise dos nanotubos de carbono, foi notada a manifestação dos picos característicos RBM, D, G e G'(2D), com uma relação I_D/I_G validando a presença de NTC de baixa pureza, segundo a literatura.

Após o preparo metalográfico, a peça foi analisada segundo sua macroestrutura, mostrando um grande refino dos grãos. Pode-se concluir que, os nanotubos de carbono agiram como inoculantes.

No que se refere ao sentido de resistência mecânica do material obtido, foi percebido um aumento de 93,38 % de dureza no Nanocompósito encruado e tratado termicamente, comparado a peça somente fundida, da mesma formulação.

No ensaio de tração, o fio do Nanocompósito tratado termicamente registrou um LRT de 166,57 MPa, sendo que a liga Al-1%Si (TT) obteve o maior LRT do ensaio, 205,14 MPa. Diante disso, a formulação Al-1%Si+NTC também mostrou um LRT de 198,35 MPa perdendo 16,02 % dele após o tratamento térmico.

Ainda no comportamento mecânico, decorrente do ensaio de tração, a fratura do fio do Nanocompósito apresentou características de um exímio material dúctil como coloração fosca e aspecto fibroso. Na superfície de fratura, foram encontrados indícios de grande deformação plástica como, orifícios profundos, área de fratura 24,93% menor que a outra liga, dimples equiaxiais com tamanho médio de 8,47 μm , cerca de 48,68% maior que a média da liga Al-1%Si.

Para o comportamento elétrico do fio do Nanocompósito, após tratamento térmico a 280 °C, o ensaio de Condutividade elétrica apresentou 62,58 %IACS, resultando em um ganho de 1,74%, baixo, se comparado com a literatura.

Diante do teste de termorresistividade, correlacionou dados de tração e condutividade elétrica, foi concluído que o Nanocompósito trabalhado não é um material termorresistente.

Com isso, em suas qualidades exploradas, o material obteve um desempenho razoável, porém, diante das qualidades mecânicas em relação a tração, é comprovada

a inviabilidade de utilização do Nanocompósito, Al-1%Si+0,05%NTC, como fio ou cabo para transmissão de energia elétrica.

6.1 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Variar a concentração de NTC na composição da liga;
- Variar o tamanho da partícula do Si para formulação das matrizes;
- Realizar caracterizações por DRX, FRX e EDS, a fim de verificar a ocorrência de novos compostos e partículas.
- Realizar outros ensaios mecânicos como Dureza Brinell, compressão, cisalhamento e impacto;
- Utilizar SWCNTs (Nanotubos de paredes únicas);
- Realizar a obtenção do Nanocompósito via metalurgia do pó.

REFERÊNCIAS

- ABAL – **Associação Brasileira de Alumínio**. 2013. Disponível em: <http://www.abal.org.br>. Acesso em: 18 ago. 2021.
- AGUIAR. **Estudo da Interação da Benzonitrila com Nanoestruturas de Carbono (Grafeno, Nanoestruturados e Fullerenos)**. Dissertação (Mestrado), Programa de Pós-Graduação em Física, Universidade Federal do Ceará, 2008.
- ALMEIDA. **Microscopia de Varredura por sonda em materiais Carbonosos**. Mestrado, Departamento de Física, Universidade Federal do Ceará, 2013.
- ALVES. **Síntese de Nanotubos de Carbono a partir do reaproveitamento de resíduos sólidos carbonosos**. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. ed. rev. 124 p. - São Paulo, 2011.
- ALVES; ZHUO; LEVENDIS; TENÓRIO. **Síntese de nanotubos a partir do bagaço de cana-de-açúcar**. Metalurgia e materiais, Minas, Ouro Preto, 2012.
- ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK, **Properties and selection**. 10th ed. Ohio, v. 2, p. 62- 66. 1990.
- ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK, v. 12, **Fractography**, 1987.
- ASM METALS HANDBOOK. 9 th printing, v.14, **Metals Park**, Ohio, 1988.
- ASM, METALS PARK. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**, J.E. Hatch, USA, 1990.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (**ABNT NBR 5118**). Fios de alumínio 1350 nus, de seção circular, para fins elétricos. Rio de Janeiro, ago. 2007.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (**ABNT NBR 6810**). Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos. Rio de Janeiro, ago. 1981.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (**ABNT NBR 6815**). Fios e cabos elétricos – Ensaio de determinação da resistividade em componentes metálicos. Rio de Janeiro, ago. 1981.
- BARBOSA. **Metais não-ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações**. Editora E-papers; 2014.
- BHARECH; KUMAR. **A review on the properties and applications of graphene**, v. 2, n. June, pp. 70–73, 2015.

CAMPOS FILHO, M. P.; DAVIES, G. J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos; São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1978.

CALLISTER JR. **Materials Science and Engineering: An Introduction**, Interactive MSE, 4th edition, New York: John Wiley & Sons, ISBN: 978-0-471-16867-6, 1997.

CALLISTER JR. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5 ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. 258, pp.78. 2002.

CALLISTER JR; RETHWISCH. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CAVALCANTE. **Aspectos Geométricos da Molécula de Fulereo em Referenciais Não-Inerciais**, Tese de Doutorado, Centro de Ciências Exatas e da Natureza, Universidade Federal da Paraíba, 2015.

DEGARMO; BLACK; KOHSER. **Materials and Processes in Manufacturing**, 2011.

DAVIES. **Properties and growth of diamond**. INSPEC publication, Institution of Electrical Engineers, 1994.

DESCHAMPS; BRÉCHET. **Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al–Zn–Mg–(Zr) alloy**, Materials Science and Engineering A251,1998.

DIAS; LAVAREDA; MENDES; QUEIROZ. “**Análise Microestrutural de Nanocompósito de Matriz Metálica de Alumínio Reforçada com 2% de NTC**”, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará- IFPA, 2016.

DISNER. **Aspectos toxicológicos de nanopartículas metálicas: estudos in vivo (hoplias intermedius) & in vitro (células rtg2) e a questão ambiental**. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Estado do Paraná, Setor de Ciências Biológicas, Programa de Pós-Graduação em Genética, Curitiba, 2018.

DOMINGUES. **Filmes Finos, Transparentes e Condutores Baseados em Grafeno**. Tese de Doutorado, Programa de Pós-Graduação em Química, Universidade Federal do Paraná, 2013.

DRESSELHAUS; DRESSELHAUS, G.; EKLUND. **Science of Fullerenes and Carbon Nanotubes**. Academic Press: San Diego, 1995.

DRESSELHAUS; DRESSELHAUS, G.; SAITO; JORIO. **Raman spectroscopy of carbon nanotubes**. Physics Reports, v. 409, p. 47-99, 2005.

EKLUND; HOLDEN; JISHI. **Vibrational modes of carbon nanotubes: spectroscopy and theory**. Carbon, v. 33, p. 959-972, 1995.

ENDO; KIM, FUKAI; HAYASHI; TERRONES, M.; TERRONES, H.; DRESSELHAUS, M. **Comparison study of semi-crystalline and highly crystalline multiwalled carbon nanotubes**. Applied Physics Letters, v. 79, n.10, p. 1531-1533, 2001.

FERRARINI. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**; Tese de Doutorado, Centro de ciências exatas e de tecnologia, programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais, Universidade Federal de São Carlos, 2005.

GAO; CANGIN; GODDARD. **Energetics, structure, mechanical and vibrational properties of single-walled carbon nanotubes**, Nanotechnology, v9,p.184-91, 1998.

GARCIA. **Solidificação: fundamentos e aplicações**, 1ªed. Unicamp, Campinas, 2001.

GARCIA. **Microestrutura de Solidificação e propriedades mecânicas de ligas Sn-Zn para soldagem e recobrimento de superfícies**. Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, 2008.

GARCIA. **A Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes**. Projeções. v. 23, p. 13-32, 2005.

GEIM; NOVOSELOV. **The rise of graphene**, Nat. Mater., v.6, n.3, pp. 183–191, 2007.

GEORGAKILAS. **Broad Family of Carbon Nanoallotropes, Classification, Chemistry, and Applications of Fullerenes, Carbon Dots, Nanotubes, Graphene, Nanodiamonds, and Combined Superstructures**. Chemical Reviews, v. 115, n. 11, p; 4744-4822, 2015.

HASAN; RUBEL. **A Comparative review of Mg/CNTs and Al/CNTs Composite to explore the prospect of bimetallic Mg-Al/CNTs Composites**, AIMS Materials Science, 2020.

JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL. **Fracture mechanics**, 2nd edition, 2006.

JORIO; SAITO; DRESSELHAUS, G; DRESSELHAUS, M; **Raman Spectroscopy in Graphene Related Systems**, Ed. Wiley, 1º ed., 2011.

KAMIZONO. **Caracterização elétrica e mecânica da liga Al-Cu-Fe-Si modificada com diferentes teores de Ni para aplicação na fabricação de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia elétrica**. Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Pará, programa de pós-graduação em engenharia mecânica, Belém, 2014.

KORAYEM; MAHMUDI; POOLE. **Enhanced properties of Mg-based nanocomposites reinforced with Al₂O₃ nano-particles**. Elsevier, Materials Science and Engineering: A., v. 519, issues 1-2, p. 198-203, 2009.

KROTO; HEATH; O'BRIEN; CURL; SMALLEY. **C₆₀: Buckminsterfullerene**, Letters to Nature, v. 318, p. 162-167, 1985.

KWON; LEPAROUX. **Hot extruded carbon nanotube reinforced aluminum matrix composite materials**. Nanotechnology, 23(41): 415701 (10pp), 2012.

LADEIRA. **Syntesis, Purification and Funcionalization of Carbon Nanotubes for Biotechnological Applications**. In: JORIO. (Ed.). Bioengineering Applications of Carbon Nanostructures. São Carlos, p. 139-157, 2016.

LIMA; NEVES. **Sumário Mineral, Departamento Nacional de Produção Mineral**, Brasília, 2015.

LOBO; MARTIN; ANTUNES; TRAVA-AIROLDI; CORAT. **Caracterização de materiais carbonosos por espectroscopia raman**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 24, n. 2, p. 98-103, 2005.

MAI, “**Yu Polymer Nanocomposites**”, pp.359-362. 2006.

MASHHADIKARIMI. **Obtaining triple layer polycrystalline diamond compact by HPHT method**. Tese (Doutorado) - Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2017.

MATOS; GALEMBECK; ZARBIN. **Nanocompósitos Multifuncionais de Látex de Borracha Natural e Nanoestruturas de Carbono**. Rev. Virtual Quim., 2017.

MEDEIROS; **Solidificação direcional e Resistência ao Desgaste de ligas Zn-8%Al-x%Cu**; DISSERTAÇÃO DE MESTRADO; UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE CENTRO DE TECNOLOGIA (CT) CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DA TERRA (CCET), 2020.

NASCIMENTO. **Processo por fricção linear - Caracterização e análise de ligas de alumínio processadas AA5083-O e AA7022-T6**. Dissertação (Mestrado em engenharia de materiais), IST-Universidade de Lisboa – PT. 2007.

NASCIMENTO. **Influência Da Adição De Nanotubos De Carbono Nas Propriedades Mecânicas da Liga Al-2%Ni Solidificada Direcionalmente**, Tese (Doutorado). Programa de Pós-graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, PRODERNA/ITEC, Universidade Federal do Pará, 2015.

NOVOSELOV; GEIM; MOROZOV; JIANG; ZHANG; DUBONOS; GRIGOREVA; FIRSOV. **Electric field effect in atomically thin carbon films**. Science, v. 306, n. 5696, pp. 666–669, 2004.

NOVOSELOV; JIANG; SCHEDIN; BOOTH; KHOTKEVICH; MOROZOV; GEIM. **Two-dimensional atomic crystals**. Proc.Natl.Acad.Sci., v.102, n.30, pp. 10451–10453, 2005.

OTOMAR. **Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas por vazamento contínuo**. Mestrado, Escola politécnica da universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, 2010.

PIRES; **Magneto-transporte e magnetização em sistemas de carbono:** filmes de diamante CVD dopado com boro e grafite HOPG implantado com Na. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio grande do Sul, Instituto de Física, 2009.

PRAZERES; **Avaliação da modificação da liga base Al–Cu–Fe–Mg por teores de Ni e Ti quanto a caracterização estrutural, elétrica e mecânica, a partir de ligas solidificadas em molde “u”.**Dissertação (Mestrado), Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, 2016.

RÉGIS JÚNIOR, OSWALDO. **A utilização de condutores de liga de Al termo-resistente na repotencialização de LT de transmissão e sub-transmissão.** In: **Seminário de produção e transmissão de energia**, n.15, 1999, Foz do Iguaçu. Anais, 1999.

REINK; **Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaios de fadiga.** Dissertação (Mestrado), Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2017.

RODRIGUES, F, A.; **“Incorporação De Nanotubos De Carbono Em Superfície De Ligas De Alumínio A6101 Trefilado”**, Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Pará. Instituto de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos, 2015.

RODRIGUES, F. S.; **Desenvolvimento de novos complexos e filmes de nanoestruturados contendo íons lantanídeos com potenciais propriedades luminescentes e aplicações eletroquímicas.** (Mestrado) Instituto de Química, Universidade de Brasília, 2015.

SALVADORI. **Novel method for measuring nanofriction by atomic force microscope.** Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena, v.26, n.2, p643-650, 2008.

SANTOS. **Processamento de Grafeno Oxidado na Forma de Filmes Ultrafinos e Aplicações em Sensores.** Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de Química, Instituto de Física, Universidade de São Paulo, 2012.

SANTOS. **Fabricação e caracterização da liga de alumínio-silício a partir dos pós elementares de alumínio e silício via metalurgia do pó.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2017.

SIMÕES; VIANA; REIS; VIEIRA. **Improved dispersion of carbon nanotubes in aluminum nanocomposites.** Composite Structures , v. 108, p. 992-1000, 2014.

SOUZA. **Análise da influência de teores de Mg e Ni sobre as propriedades térmicas, mecânicas e elétricas de uma liga Al-Cu-Fe para transmissão e distribuição de energia elétrica.** Dissertação (Mestrado) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.

SOUZA; CHEUNG; SANTOS, A.; GARCIA, A. **Factors Affecting Solidification Thermal Variables Along the Cross-Section of Horizontal Cylindrical.** Elsevier, Materials Science and Engineering: A, v. 397, issues 1-2, p. 239-248, 2005.

SOUZA. **Análise experimental da influência das variáveis do processo de solidificação no comportamento de resistência à tração e microdureza de ligas hipoeutéticas de Al-5%Si,** Universidade Federal Fluminense. Dissertação De Mestrado, 2019.

SOUZA; DUTRA. **Análise Metalográfica das Ligas Pb-Sn,** X Simpósio de Iniciação Científica, Didática e de Ações Sociais da FEI, São Bernardo do Campo, 2020.

TERRONES. **Science and technology of the twenty-first century: Synthesis, Properties, and Applications of Carbon Nanotubes,** Annual Review Materials Research, v. 33, p. 419-501, 2003.

TJONG. **Carbon Nanotube Reinforced Composites.** Metal and Ceramic Matrices. Wiley-VCH, Spieszdesign, Neu-Ulm, Germany, 2-3 p. 2009.

TOTTEN; MACKENZIE. **Handbook Of Aluminum. Physical Metallurgy And Process.** v.1. New York, USA: Marcel Dekker Inc., 2003.

TREACY; EBBESEN; GIBSON. **Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes,** Nature, v. 381, p. 678-680, 1996.

VARGEL. **Corrosion of Aluminium.** Elsevier Science, Oxford, 81-109. 2004.

WEPASNICK; SMITH; SCHROTE; WILSON; DIEGELMANN; FAIRBROTHER. **Surface and structural characterization of multi-walled carbon nanotubes following different oxidative treatments,** Elsevier, Carbon, v. 49, issue, p. 24-36, 2011.

ZARBIN; OLIVEIRA. **Nanoestruturas de carbono (nanotubos, grafeno): Quo Vadis?.** Quím. Nova. 1533-1539. 2013.

ZARBIN; ORTHA. **Algumas estruturas do carbono elementar e sua importância para o desenvolvimento e soberania do Brasil.** Departamento de Química, Universidade Federal do Paraná, 81531-980, Curitiba – PR, Brasil, Quim. Nova, v. 42, n. 10, 1225-1231, 2019.

ZHU; SEKINE; KOBAYASHI; TAKAZAWA; TERRONES, M. TERRONES, H. **Collapsing carbon nanotubes and diamond formation under shock waves,** Chemical Physics Letters, v. 287, p. 689-693, 1998.