

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

DANIEL DIEHL

**CONTROLE DE TRATAMENTO TÉRMICO ATRAVÉS DA CONDUTIVIDADE
ELÉTRICA PARA LIGAS DE ALUMÍNIO ENDURECÍVEIS POR
PRECIPITAÇÃO**

PORTO ALEGRE

2020

Daniel Diehl

**CONTROLE DE TRATAMENTO TÉRMICO ATRAVÉS DA CONDUTIVIDADE
ELÉTRICA PARA LIGAS DE ALUMÍNIO ENDURECÍVEIS POR
PRECIPITAÇÃO**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia - modalidade Acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Luis Schneider

Coorientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauero Clarke

PORTO ALEGRE

2020

CIP - Catalogação na Publicação

Diehl, Daniel
CONTROLE DE TRATAMENTO TÉRMICO ATRAVÉS DA
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA PARA LIGAS DE ALUMÍNIO
ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO / Daniel Diehl. -- 2020.
94 f.
Orientador: Eduardo Luis Schneider.

Coorientador: Thomas Gabriel Rosauro Clarke.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2020.

1. Condutividade elétrica. 2. Dureza. 3.
Monitoramento. 4. Ligas de Al endurecíveis por
precipitação. 5. Tratamento térmico. I. Luis
Schneider, Eduardo, orient. II. Gabriel Rosauro
Clarke, Thomas, coorient. III. Título.

*Dedico este trabalho a todos
aqueles que de alguma forma
contribuíram para minha titulação.*

AGRADECIMENTOS

Seria impossível citar neste espaço todos os professores, amigos e familiares que direta ou indiretamente contribuíram para este trabalho e para minha formação acadêmica. A todos estes, deixo aqui meus sinceros agradecimentos. Ainda assim, por sua fundamental participação em minha trajetória acadêmica, algumas pessoas merecem aqui uma menção especial.

Agradeço a minha companheira Flávia, que em todos os momentos sempre me apoiou. Ao Dr. Igor Luis Diehl e à Dra. Carla Diehl, os quais auxiliaram na revisão deste trabalho sob o ponto de vista técnico e forneceram valiosas sugestões sobre seu conteúdo. Agradeço também aos membros do Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS – LAMEF – e ao Grupo de Ensaios Não-Destrutivos deste laboratório pela ajuda técnica, espaços e materiais a mim fornecidos. Agradeço a meus orientadores e mentores, Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke e Prof. Dr. Eduardo Luis Schneider, os quais acompanharam todo o curso da dissertação e colaboraram enormemente, com seu alto nível de experiência, para a realização desta. Agradeço à CAPES ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da UFRGS – PPGE3M –, que tornou essa oportunidade uma realização através de todo incentivo em minha área de pesquisa. Por fim, gostaria de agradecer enormemente à minha família por seu apoio constante no sentido de sempre seguir em frente.

*É melhor viajar com esperança
do que chegar ao destino.*

Agatha Christie

RESUMO

A demanda pelo consumo responsável e uma produção cada vez mais sustentável de fornos de tratamento térmico é essencial para o desenvolvimento estratégico das empresas, devido a menor disponibilidade de reserva energética e o aumento dos custos. No tratamento térmico de envelhecimento de metais endurecíveis por precipitação nos fornos, a variação da microestrutura e dureza estão associadas a mudanças na condutividade elétrica. Com isso, podem ser introduzidos sensores para o controle de condutividade elétrica para monitorar a evolução das propriedades mecânicas. O presente trabalho propõe analisar a viabilidade do controle da variação de condutividade elétrica de uma liga de alumínio durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial, afim de monitorar a sua evolução microestrutural em tempo real, dessa forma, possibilitar a otimização do tempo de tratamento, aumentar a produtividade e a qualidade da produção. Foram caracterizadas amostras da liga 2024 através de ensaios e análises de composição química, de microdureza, de metalografia, de microscopia eletrônica de varredura, de difração de raio-X e de condutividade elétrica. O tratamento térmico de envelhecimento artificial da liga 2024 foi analisado em 10 tempos com intervalos de 1 h à 190 °C através da caracterização das amostras por microdureza, metalografias e condutividade elétrica. Após, foi analisada a condutividade elétrica durante o tratamento térmico utilizando as técnicas de correntes parasitas e do método quatro terminais e comparados os resultados. As análises do comportamento da condutividade elétrica foram realizadas durante o tratamento térmico no tempo de 9 h a 190 °C, dentro do forno. Porém, para a análise com a técnica de correntes parasitas foi necessário projetar e construir um sensor em simulação numérica. As análises revelaram que o controle da variação da condutividade elétrica durante o processo de tratamento térmico dentro do forno tem potencial para descrever tanto o comportamento da condutividade elétrica quanto da variação da dureza. Os resultados indicam ainda que a implementação de um sensor de condutividade elétrica em um controlador no forno de tratamento térmico poderia diminuir custos e aumentar a produtividade destes processos.

Palavras-chave: Condutividade elétrica. Dureza. Monitoramento. Ligas de Al endurecíveis por precipitação. Técnica de correntes parasitas. Tratamento térmico.

ABSTRACT

Demand for responsible consumption and an increasingly sustainable production of heat treatment furnaces is essential for strategic development of companies, due to reduced availability of energy reserves and increased costs. In aging heat treatment of hardenable metals by precipitation in furnaces, variation in microstructure and hardness is associated with changes in electrical conductivity. Thereby, sensors can be introduced to control electrical conductivity to monitor evolution of mechanical properties. Present work proposes to analyze feasibility of controlling variation in electrical conductivity of an aluminum alloy during heat treatment of artificial aging, in order to monitor its microstructural evolution in real time, thus, provide treatment time optimization, increase productivity and production quality. Samples of the 2024 alloy were characterized through tests and analyzes of chemical composition, microhardness, metallography, scanning electron microscopy, X-ray diffraction and electrical conductivity. The heat treatment of artificial aging of the alloy 2024 was analyzed in 10 times with intervals of 1 h at 190 °C through the characterization of the samples by microhardness, metallography and electrical conductivity. After, electrical conductivity was analyzed during heat treatment using the eddy current techniques and the four-terminal method and the results were compared. Electrical conductivity behavior analyzes were performed during heat treatment at 9 h at 190 °C, inside the furnace. However, for analysis with eddy current technique it was necessary to design and build a sensor in numerical simulation. The analyzes show that the control of variation in electrical conductivity during heat treatment process inside furnace has potential to describe both behavior of electrical conductivity and variation in hardness. Results also indicate that the implementation of an electrical conductivity sensor in a controller in the heat treatment furnace could reduce costs and increase productivity of these processes.

Keywords: Electric conductivity. Hardness. Monitoring. Precipitation-hardening Al alloys. Eddy current. Heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Representação da resistividade elétrica de alumínio puro e ligas de alumínio.....	26
Figura 2 – Condutividade elétrica e Microdureza das ligas de Al 1100, 1050, 1070 e 1199 em função do estado.....	27
Figura 3 – Caracterização da dureza e da condutividade elétrica da liga 2024 durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial a 190 °C.	28
Figura 4 – Dados de dureza em relação à condutividade elétrica da liga 2024 durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial 190 °C até 9 h.	29
Figura 5 – Distribuição e morfologia das partículas intermetálicas presentes na liga 2024 $Al_{20}(Cu,Fe,Mn)_5Si$ com a subfase $Al_3(Cu,Fe,Mn)$ em a), e Al_2CuMg e Al_2Cu , cercadas pela fase periférica $AlCuMgFeMn$ em b).....	30
Figura 6 – Difratoograma teórico das fases Al_2Cu e Al_2CuMg	31
Figura 7 – Etapas do tratamento térmico de envelhecimento artificial	33
Figura 8 – Evolução da dureza durante o envelhecimento natural de duas ligas Al-Cu-Mg	35
Figura 9 – Representação gráfica do método dos quatro fios.....	37
Figura 10 – Tensão e corrente alternada em função do tempo para um indutor.....	40
Figura 11 – Um modelo de sistema de inspeção de correntes parasitas: circuito fechado com indutor, resistência e fonte alternada em série	41
Figura 12 – Comportamento da impedância devido à reatância indutiva e a resistência do sistema.....	41
Figura 13 – Plano de impedância genérico	42
Figura 14 – Curva de proximidade (<i>lift off</i>) utilizando a técnica correntes parasitas..	43
Figura 15 – Plano de impedância para pontos de operação de vários materiais nas frequências 20 kHz em a), 100 kHz em b) e 1 MHz em c).	44
Figura 16 – Efeito de borda nas correntes induzidas	45
Figura 17 – Profundidade de penetração padrão das correntes parasitas.....	46
Figura 18 – Modelo de sensor de transmissão e recepção.....	47

Figura 19 – Configuração esquemática do funcionamento do sensor transmissão e recepção utilizando a técnica correntes parasitas.....	51
Figura 20 – Fluxograma da metodologia.....	53
Figura 21 – Preparação das amostras para análise dos grupos A, B, C e D	55
Figura 22 – Comparação dos blisters encontrados após o processo de solubilização de ligas de alumínio	57
Figura 23 – Etapas do tratamento térmico de solubilização.....	58
Figura 24 – Sensor de monitoramento do tratamento térmico de envelhecimento artificial.....	60
Figura 25 – Configuração para a medição de condutividade elétrica das amostras .	61
Figura 26 – Contato entre os conectores e a amostra do ensaio de condutividade elétrica utilizando a técnica quatro fios.	62
Figura 27 – Metalografia da amostra do material como recebido da liga 2024	65
Figura 28 – Distribuição de tamanho das partículas encontradas nas amostras do material como recebido da liga 2024.....	65
Figura 29 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura de amostra da liga de alumínio 2024 como recebida com análises nas regiões 0, 1, 2, 3, e 4.	66
Figura 30 – Resultado da análise de difração de raios-X das amostras como recebido em relação ao difratograma teórico.....	67
Figura 31 – Validação da proposta do sensor transmissão/recepção pela técnica de correntes parasitas utilizando elementos finitos	68
Figura 32 – Modelos de bobinas de recepção projetados em simulação numérica no software COMSOL 5.3 [®] para proposta de sensor. Em a) bobina helicoidal e em b) bobina planar.....	69
Figura 33 – Resultados da variação da impedância extraídos do software COMSOL 5.3 [®] obtidos da simulação dos modelos de bobina tendo como variáveis o diâmetro interno, o número de voltas, a condutividade elétrica e frequência. Modelos A1, B1 e B2 referentes a melhor e pior resposta.	70
Figura 34 – Curva de impedância e parâmetros da bobina receptora resultantes da otimização no COMSOL 5.3 [®]	70

Figura 35 – Vista de topo do desenho da bobina receptora projetada e otimizada por simulação numérica	71
Figura 36 – Primeira de duas camadas da bobina de recepção construída manualmente com fio AWG 35, 64 voltas de acordo com a otimização obtida por simulação	72
Figura 37 – Bobina de transmissão construída com AWG 20 resinado e com silicone para alta temperatura	72
Figura 38 – Sensor montado, em A a bobina receptora, em B a bobina transmissora e em C o modelo de montagem do sensor e em D o sensor montado no suporte feito de argamassa refratária e silicone para alta temperatura.	73
Figura 39 – Plano de impedância da bobina receptora do sensor	74
Figura 40 – Curva de impedância da bobina receptora analisada no equipamento de impedância	74
Figura 41 – Metalografia da amostra após o tratamento térmico de solubilização	76
Figura 42 – Distribuição dos precipitados conforme seu tamanho nas amostras como recebido e solubilizadas	77
Figura 43 – Metalografias das amostras cujo envelhecimento artificial foi interrompido nos tempos de 2 h (a), 4 h (b), 6 h (c) e 8 h (d), bem como da superenvelhecida por 3 h a 415 °C em (e).	77
Figura 44 – Curva de microdureza das amostras cujo tratamento térmico de envelhecimento artificial foi interrompido	79
Figura 45 – Curvas de condutividade elétrica da liga 2024 dados os tempos de seu tratamento térmico de envelhecimento artificial	80
Figura 46 – Relação entre as curvas de microdureza e de condutividade elétrica....	82
Figura 47 – Dados de literatura e do autor descrevendo o comportamento da condutividade elétrica em relação a dureza	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.....	21
Tabela 2 – Classes gerais de tratamento das ligas de alumínio	21
Tabela 3 – Subdivisões da designação "T"	22
Tabela 4 – Composição química da liga 2024.....	23
Tabela 5 – Amostras: dimensões, estado, número e análises realizadas.....	54
Tabela 6 – Resultado da análise da composição química das amostras (% peso)...	63
Tabela 7 – Resultados da microanálise por EDS	67
Tabela 8 – Configurações iniciais para a escolha da bobina na simulação.....	69

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIações

A_c	Área de seção do comprimento de um condutor
e	Espessura da chapa
f	Frequência
HV	Vickers
IACS	International Annealed Copper Standard
J	Densidade de corrente elétrica
k	Distâncias entre as bobinas
kgf	Quilograma-força
L_c	Comprimento do condutor elétrico
L	Indutância
MEF	Método dos elementos finitos
N	Número de voltas
ϕ_0	Fase da tensão alternada no instante de tempo zero
R	Resistência
$R_{rel.}$	relutância
S	Al_2CuMg
dS	Varição da região
SSS	solução sólida supersaturada
U	Tensão no terminal
V	Potencial elétrico
W	Watts, unidade de potência
ΔT	Diferença entre a temperatura
ε	Força magnetomotora
θ	Al_2Cu
μ_r	Permeabilidade magnética relativa
ρ_{RT}	Resistividade do material na temperatura de 25 °C
ρ_T	Resistividade térmica
σ	Condutividade elétrica
Φ	Fluxo magnético
ρ	Coefficiente de resistividade

ω	Frequência angular
δ	A profundidade de penetração padrão para campos magnéticos
Ψ	fluxo concatenado

APOIO DE FINANCIAMENTO CAPES

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES CAPES/ PROEX 23038.000341/2019-71 0491/2019) – Código 001.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	16
1.1. OBJETIVO GERAL	18
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
2. REVISÃO DE LITERATURA	19
2.1. O ALUMÍNIO	19
2.2. LIGAS DE ALUMÍNIO	19
2.2.1. Classificação das ligas de alumínio	20
2.2.2. Subdivisões das siglas nos tratamentos térmicos	21
2.2.3. Liga 2024	22
2.3. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	31
2.3.1. Solubilização	33
2.3.2. Envelhecimento natural	34
2.3.3. Envelhecimento artificial	35
2.4. MÉTODO DOS QUATRO FIOS	36
2.5. TÉCNICA CORRENTES PARASITAS	38
2.5.1. Corrente alternada	39
2.5.2. Impedância elétrica	40
2.5.3. Fator de proximidade (<i>Lift-off</i>)	43
2.5.4. Frequência e condutividade elétrica na sensibilidade do sensor	44
2.5.5. Efeito de borda	45
2.5.6. Geometria da bobina	45
2.5.7. Profundidade de penetração	46
2.5.8. Projeto do sensor	47
2.5.9. Calibração e ruídos	48
2.5.10. Detecção da evolução do tratamento térmico	49
2.6. SIMULAÇÃO NÚMERICA DO SENSOR TRANSMISSÃO/RECEPÇÃO	51
3. METODOLOGIA	53
3.1. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 2024	53
3.1.1. Composição química	55
3.1.2. Microdureza	55
3.1.3. Metalografia	55
3.1.4. Microscopia Eletrônica de Varredura	56
3.1.5. Condutividade elétrica	56

3.2.	TRATAMENTO TÉRMICO	56
3.2.1.	Solubilização.....	56
3.2.2.	Envelhecimento artificial interrompido para ensaio de dureza.....	58
3.3.	PROJETO DO SENSOR.....	58
3.4.	MONITORAMENTO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO 59	
3.5.	MÉTODO DOS QUATRO FIOS	61
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
4.1.	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO	63
4.1.1.	Composição química	63
4.1.2.	Microdureza	64
4.1.3.	Condutividade elétrica	64
4.1.4.	Análise metalográfica	64
4.1.5.	Análise de fases por difração de raios-X	67
4.2.	PROJETO DO SENSOR.....	68
4.2.1.	Construção do sensor.....	71
4.2.2.	Caracterização do sensor.....	73
4.3.	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE	75
4.3.1.	Análise metalográfica	75
4.3.2.	Microdureza	78
4.3.3.	Condutividade elétrica	79
5.	CONCLUSÕES	85
	REFERÊNCIAS.....	87

1. INTRODUÇÃO

A demanda de fornos industriais mais eficientes, com consumo responsável e uma a produção sustentável são fundamentais para o desenvolvimento estratégico do setor. Além disso, os custos, a disponibilidade e o preço de energia elétrica são fatores essenciais de competitividade na indústria. Assim, aumentar o controle e qualidade de fornos é uma das principais áreas de atuação para obter-se melhores resultados em relação ao tratamento térmico. Uma forma de melhorar a eficiência dos fornos de tratamento térmico é possibilidade do emprego de sensores de condutividade elétrica junto ao controlador.

Tomando como exemplo, um forno industrial que realize diariamente pelo menos um tratamento térmico de envelhecimento a 190 °C no tempo de 9 h em 10 t de alguma liga de alumínio tratável termicamente, com um consumo de energia de 55 kWh/t (FILHO, 2000), considerando que no Brasil o custo médio da energia para o setor industrial seja 0,389 R\$/KWh (ANEEL, 2017), em um o custo seria de R\$ 693.198,00. Porém, se o sensor identificasse a resistência desejada em 20 min antes das 9 h teoricamente necessárias, esta detecção permitiria economizar R\$ 26.187,40 por ano. Através desses sensores, é presumível que lotes de uma empresa com célula de tratamentos térmico e que recebam eventualmente lotes de diferentes fornecedores e com diferentes condições iniciais de microestrutura prévia, seja possível remover do forno um destes lotes que tenha atingido as propriedades mecânicas desejadas antes do tempo predefinido proporcionando uma economia significativa de energia e custos associados. É importante salientar que, além desses benefícios, aumentaria a vida útil do forno.

Muitos autores (G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016; JUNHO *et al.*, 2018a; TARIQ; NAZ; BALOCH, 2012) mostram que algumas propriedades mecânicas como a dureza podem ser descritas pela resistividade elétrica durante o tratamento térmico. Para controle em tempo real da condutividade elétrica no tratamento térmico, o autor Vetterlein (2003) utilizou medições de um sensor com a técnica de correntes parasitas para uma liga de alumínio, entretanto, Lan (2020) empregou a técnica por quatro-terminais para medições em uma liga Ge–Sb–Te. As duas técnicas apresentadas por Vetterlein e Lan são conhecidas na literatura para mensurar a

condutividade elétrica de metais e válidas em altas temperatura. Diferente dos outros métodos que utilizam materiais de calibração dentro do forno, a proposta deste trabalho é baseada na medição da condutividade elétrica relativa à condição inicial no tratamento térmico. A vantagem desta abordagem é a possibilidade de obter o comportamento da curva de condutividade elétrica. E com isso, inserir no controlador algum plano de ação como encerrar o tratamento no momento em que atingir um respectivo valor ou comportamento da condutividade elétrica desejado. Além disso, essa curva de condutividade elétrica pode fornecer uma ficha para rastreamento de qualidade para produção ou para o cliente.

Como estudo de caso foi utilizado a liga 2024 como material do trabalho. Essa liga é empregada na indústria aeronáutica como parte da estrutura das aeronaves em virtude de sua leveza e elevada resistência mecânica. Porém, a técnica estudada e proposta neste trabalho poderia ser utilizada para diversas ligas tratáveis termicamente. Assim como as demais ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, a 2024 precisa ser tratada termicamente para atingir as características mecânicas necessárias para sua aplicação (BROOKS, 1982). As atuais técnicas de análise empregadas para verificar o sucesso do tratamento térmico são posteriores ao processo, como determinação da composição química, ensaio de dureza e de ensaio de tração, dentre outras (MACKENZIE, 2016).

Assim, esta dissertação investiga a viabilidade do monitoramento do tratamento térmico de envelhecimento artificial através da caracterização de uma das suas propriedades físicas, a condutividade elétrica. Dois experimentos, um utilizando a técnica das correntes parasitas e outro o método dos quatro fios, foram empregados para o monitoramento da condutividade elétrica relativa em tempo real no processo de tratamento térmico de envelhecimento da liga 2024 a 190 °C. As duas curvas de condutividade elétrica relativa obtidas nos experimentos foram relacionadas com as análises de caracterização da composição química, microdureza, condutividade elétrica e análise metalográfica das amostras nas condições solubilizadas e envelhecidas em diversos tempos.

1.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é avaliar a possibilidade de controle do processo de envelhecimento artificial de ligas de alumínio tratáveis termicamente através da análise da variação da condutividade elétrica e correlação da evolução da microestrutura e respectivos valores de dureza ao longo do processo.

1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos deste estudo são:

- Utilizar simulação numérica para a construção de uma bobina e o esquema de equipamentos utilizados para a técnica das correntes parasitas, de forma a otimizar os parâmetros dimensionais e físicos para a obtenção de um sistema preciso e sensível às medições reais;
- Construir um sensor que se utilize da técnica das correntes parasitas para controlar o tratamento térmico de envelhecimento artificial de ligas de alumínio;
- Definir os parâmetros do tratamento térmico para controlar o desenvolvimento da microestrutura formada na liga 2024;
- Caracterizar as amostras através da análise de sua composição química, microestrutura, dureza e condutividade elétrica antes, durante e após o tratamento térmico de envelhecimento artificial;
- Utilizar o método dos quatro fios para caracterizar a liga 2024 em tempo real e em tempos interrompidos de seu tratamento térmico para comparação com o sensor construído.

2. REVISÃO DE LITERATURA

A seguinte revisão de literatura apresenta as principais contribuições científicas acerca do tema tratado nesta dissertação. Assim, inicia com o material em estudo, e, por conseguinte, as relações com os métodos aplicados para avaliar o comportamento da condutividade elétrica.

2.1. O ALUMÍNIO

A história da utilização do alumínio se estende por mais de um século. No início de sua produção havia grandes dificuldades para se refinar o alumínio a partir do minério, sendo este metal considerado mais raro e precioso que o ouro ou a prata durante a maior parte do século XIX. O alumínio sob a forma de metal foi produzido com sucesso a partir do minério em 1825 pelo químico dinamarquês Hans-Christian, mas foi apenas em 1889 que surgiram as técnicas para se produzir alumínio de forma economicamente viável (BELLUZZO; FRISCHTAK; LAPLANE, 2014). O alumínio, atualmente, possui variadas aplicações, sendo geralmente utilizado nos setores aeronáutico, automotivo, aeroespacial, energético, de construção civil, de embalagens e de transporte.

2.2. LIGAS DE ALUMÍNIO

A Primeira Guerra Mundial marcou um período de grande crescimento da produção de alumínio, com mais de 90 % deste metal sendo consumido pela indústria bélica. Devido à baixa densidade do alumínio, ele foi amplamente utilizado em aplicações móveis, as quais incluíam bicicletas, automóveis e aeronaves. A introdução das ligas de duralumínio, ligas de alumínio-cobre endurecíveis por precipitação, as quais foram criadas por Alfred Wilm na Alemanha, ofereceu novas oportunidades para o uso do alumínio em aplicações de alta resistência tal como em aeronaves (ASHBY, 2014; BRUNET *et al.*, 2020). Entretanto, durante a Segunda Guerra Mundial a maior parte da produção de alumínio foi direcionada à construção de aeronaves militares. Tais aeronaves, que tiveram um papel fundamental neste conflito bélico, eram construídas com grandes porcentagens de ligas de alumínio (ASHBY, 2014).

Muitos métodos podem ser utilizados para caracterizar as ligas de alumínio, o principal para este trabalho é caracterizar os processos de envelhecimento da liga de alumínio tratáveis termicamente. Um deles é o banco de imagens, o qual pode ser empregado para se caracterizar a microestrutura da liga durante seu processo de envelhecimento. As imagens usadas em tal método, as quais refletem indiretamente o processo de envelhecimento, podem ser obtidas através da microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, microscopia eletrônica de transmissão ou métodos integrais (REKHA; BUPESH RAJA, 2017). As propriedades mecânicas também podem caracterizar o processo de tratamento térmico das ligas; neste sentido, a dureza da liga em questão varia conforme o tempo e a temperatura de seu tratamento térmico. Outros métodos também podem fornecer informações valiosas sobre o processo de precipitação, entre os quais merecem ser citados a análise térmica, a análise por difração de raios-X ou espalhamento de ângulo pequeno, as medições de resistividade elétrica e de energia termoelétrica, dentre outros (MACKENZIE, 2018).

2.2.1. Classificação das ligas de alumínio

O sistema de classificação das ligas conforme a norma NBR ISO 209 que estabelece a classificação através da composição química do alumínio e suas ligas é dividido em grupos de ligas. A classificação da composição química das ligas de alumínio é mostrada no Tabela 1. As ligas para conformação possuem quatro dígitos e as ligas para fundição possuem três dígitos seguidos por um ponto e mais um dígito (MACKENZIE, 2018). A série 2xxx pertence ao grupo de ligas Al-Cu, o qual pode ainda ser dividido em dois subgrupos principais, um com baixo e outro com alto teor de magnésio. Nas ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente baixos, tais como a 2017, a 2025 e a 2219, o endurecimento por precipitação é relacionado às fases precursoras da fase Al_2Cu (J. GILBERT KAUFMAN; ANDERSON; WERITZ, 2019). Já nas ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente altos, superiores a 1%, as quais são por isto, também, denominadas Al-Cu-Mg, como a 2024 (1,5% de magnésio) e a 2618 (1,6% de magnésio), o endurecimento é relacionado a fase S' Al_2CuMg (BANHART, 2016).

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.

Ligas para conformação	Elementos de liga principais	Ligas para fundição	Elementos Principais
1xxx	Al puro	1xx.x	Al puro
2xxx	Cu	2xx.x	Cu
3xxx	Mn	3xx.x	Si, Cu, Mg
4xxx	Si	4xx.x	Si
5xxx	Mg	5xx.x	Mg
6xxx	Mg, Si	6xx.x	-
7xxx	Zn	7xx.x	Sn
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	8xx.x	Outros elementos

Fonte: (MACKENZIE, 2018); traduzido e adaptado pelo autor.

2.2.2. Subdivisões das siglas nos tratamentos térmicos

A designação de têmpera é sempre apresentada após um hífen que separa esta da classificação da liga de alumínio. O primeiro caractere na designação de têmpera é uma letra maiúscula indicando a classe geral de tratamento (MACKENZIE, 2018), como nos mostra o Tabela 2:

Tabela 2 – Classes gerais de tratamento das ligas de alumínio.

Sigla	Tratamento	Definição
F	Como fabricado	Produtos forjados ou fundidos
O	Recozido	Produtos forjados com posterior recozimento
W	Solubilizado	Solubilizadas e mantidas por refrigeração
H	Encruado	Produtos endurecidos por conformação
T	Tratado termicamente	Produtos tratados termicamente

Fonte: (MACKENZIE, 2018); traduzido e adaptado pelo autor.

A designação “T” aplica-se a ligas que são tratadas termicamente, processo este que produz têmperas estáveis diferentes de F, O ou H. No Tabela 3 mostra-se que a designação “T” sempre vêm seguida por dígitos que representam as subdivisões desta designação, as quais variam de 1 a 10 (MACKENZIE, 2018).

Tabela 3 – Subdivisões da designação "T".

Sigla	Desenvolvimento do processo de tratamento térmico
T1	Trabalho a quente → Envelhecimento natural
T2	Trabalho a quente → Encruamento → Envelhecimento natural
T3	Solubilização → Encruamento → Envelhecimento natural
T4	Solubilização → Envelhecimento natural
T5	Trabalho a quente → Envelhecimento artificial
T6	Solubilização → Envelhecimento artificial
T7	Solubilização → Superenvelhecimento
T8	Solubilização → Encruamento → Envelhecimento artificial
T9	Solubilização → Envelhecimento artificial → Encruamento
T10	Trabalho a quente → Encruamento → Envelhecimento artificial

Fonte: (MACKENZIE, 2018); traduzido e adaptado pelo autor.

2.2.3. Liga 2024

A liga 2024 é uma liga Al típica da série 2xxx com Al-Cu-Mg e possui as vantagens de baixa densidade, alta resistência específica, excelente resistência à fadiga e boa usinabilidade. A chapa 2024 Al fabricada através de laminação a quente e a frio tem sido amplamente aplicada no campo aeroespacial, como a fuselagem das aeronaves. A microestrutura deformada pode ser modificada durante os processos subsequentes de tratamento térmico para melhorar ainda mais as propriedades mecânicas. A solubilização e o envelhecimento são os tratamentos térmicos mais comuns para as ligas de Al. As fases solúveis podem se dissolver na matriz Al durante o estágio de solução, e a solução sólida supersaturada é formada devido ao rápido resfriamento. Então, várias e grandes quantidades de fases de endurecimento precipitam durante o envelhecimento artificial ou natural. Os parâmetros dos tratamentos de solubilização e envelhecimento desempenham papéis importantes nas propriedades mecânicas finais das ligas de Al e, portanto, atraíram muita atenção dos pesquisadores.

2.2.3.1. Composição química

A composição química da liga 2024 em porcentagem de peso dos elementos nela presentes é apresentada na Tabela 4 conforme a norma NBR ISO 209 (2010).

Tabela 4 – Composição química da liga 2024.

Elemento químico	Porcentagem de peso
Cu	3,8 – 4,9
Mg	1,2 – 1,8
Fe	0,50
Mn	0,30 – 0,90
Si	0,50
Zn	0,25
Ti	0,20
Cr	0,10
Outros	0,15

Fonte: NBR ISO 209 (2010).

A combinação dos elementos de liga na 2024 cria variações de propriedades mecânicas. Cada adição incremental de elementos de liga pode formar uma solução sólida ou uma segunda fase, assim resultando em mudanças nas propriedades mecânicas. Nos casos em que os elementos podem ser dissolvidos ou precipitados por tratamento térmico, algumas dessas propriedades, particularmente dureza e condutividade elétrica, podem ser substancialmente alteradas por tratamento térmico (G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016).

2.2.3.2. Dureza

A dureza da liga 2024 apresenta diferenças consideráveis devido à variações no processo de fabricação e no ciclo de tratamento térmico; desta forma, a curva de dureza é influenciada pela condição de homogeneização da matriz resultante do processo de tratamento térmico de solubilização (BANHART, 2016). Valores de dureza desta liga normalmente variam entre 80 HV e 170 HV (J. GILBERT KAUFMAN;

ANDERSON; WERITZ, 2019), podendo serem encontrados valores tanto inferiores quanto superiores a estes.

O principal ganho de dureza da liga 2024 está associado a fase S', percussora da Al_2CuMg (REIS *et al.*, 2012), muito embora não se deva desconsiderar que o mecanismo de endurecimento também está associado a outros fatores como a microestrutura da liga e seus elementos constituintes (LIANG *et al.*, 2020; RADUTOIU *et al.*, 2012; STASZCZYK; SAWICKI; ADAMCZYK-CIESLAK, 2019).

No endurecimento por solução sólida os elementos da liga produzem distorções e tensões elásticas na matriz desta as quais inibem o movimento de discordâncias. Embora muitos elementos possam ligar-se ao alumínio, há poucos que são solúveis em grau suficiente para produzir o endurecimento na condição de solução sólida. O cobre e o magnésio são os reforçadores mais eficazes para o alumínio, sendo o magnésio mais eficaz do que o cobre em percentagem em peso na liga. Com o magnésio como elemento primário de endurecimento, a tensão de escoamento e o limite de resistência aumentam com o aumento do teor de magnésio, enquanto o alongamento diminui acentuadamente com o aumento da concentração deste. O refino do tamanho dos grãos de alumínio produz pouco aumento na dureza da liga, sendo responsável por um aumento de no máximo 10 HV (MACKENZIE, 2016). As ligas de alumínio também podem ser endurecidas com deformação plástica, mecanismo que é usado principalmente para se aumentar a resistência mecânica de ligas de alumínio não tratáveis termicamente (MACKENZIE, 2018).

2.2.3.3. Condutividade elétrica

A condutividade elétrica da liga 2024 apresenta diferenças consideráveis devido às alterações microestruturais decorrentes do ciclo de tratamento térmico. Tal liga de alumínio possui variação entre 27,5 e 51 % IACS (*International Annealed Copper Standard*) (G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016). Assim como a dureza, a condutividade elétrica é uma propriedade física dependente da microestrutura da liga.

As ligas de alumínio fazem ligações metálicas e sua condutividade elétrica é definida principalmente pela facilidade com que os elétrons de escape podem se mover dentro da matriz de alumínio (DRUDE, 1889): a facilidade com que essas

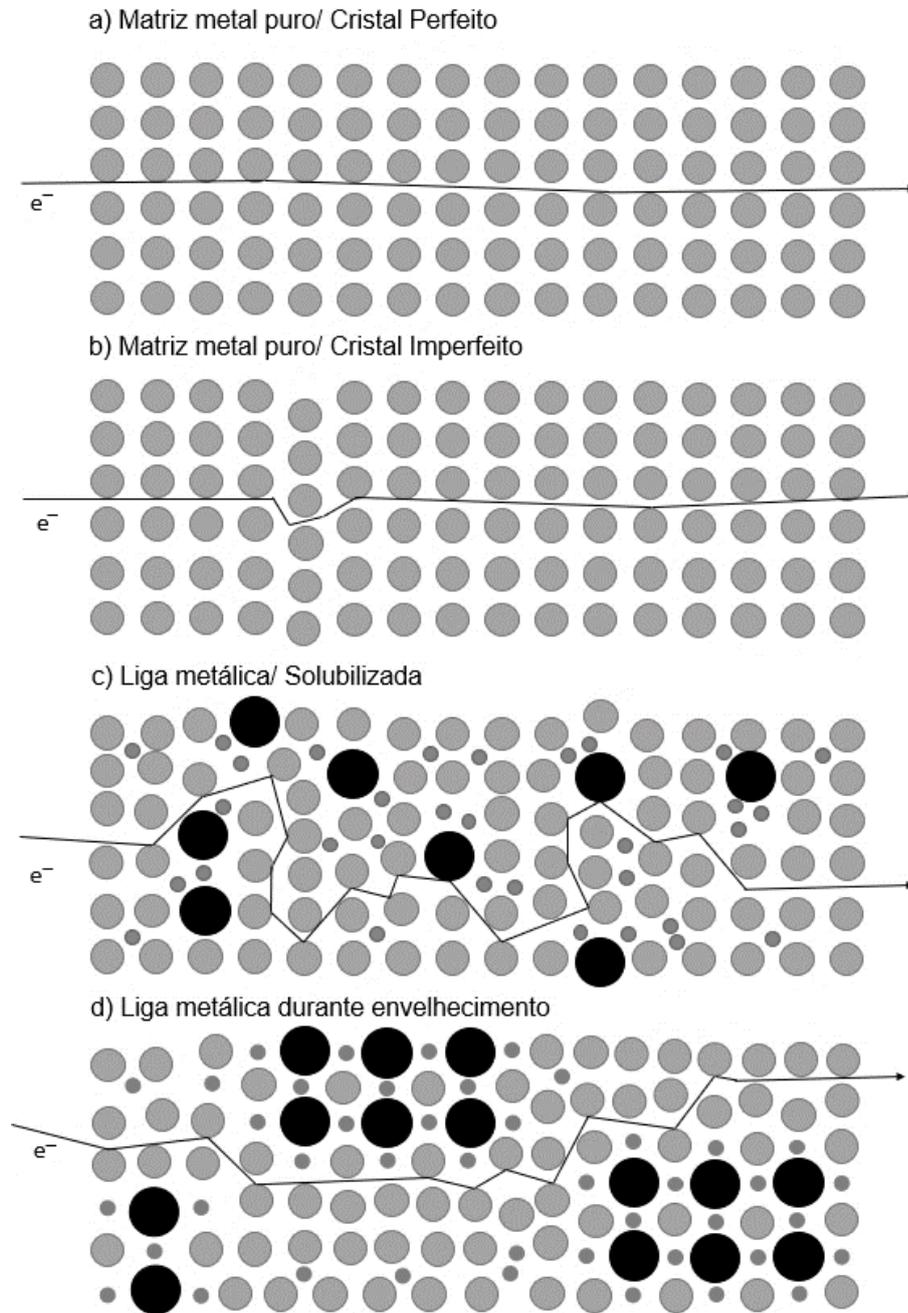
cargas podem se mover é comumente definida pela sua mobilidade. Além disto, a mobilidade destas cargas na liga 2024 – e, conseqüentemente, a condutividade elétrica desta liga – depende das imperfeições de rede e temperatura (MUELLER, 1967). A mobilidade dos portadores de carga também é influenciada pela temperatura dado que quanto mais quente a liga mais os átomos vibram e causam defeitos na rede cristalina, o que por sua vez leva a um aumento no número de eventos de dispersão dos portadores de carga, uma diminuição na velocidade de desvio e um aumento correspondente na resistividade. O componente térmico da resistividade pode ser estimado a partir da regra de Matthiessen (ALLEY, 1959):

$$\rho_T = \rho_{RT}(1 + \gamma\Delta T) \quad (1)$$

Onde ρ_T é a resistividade térmica, ρ_{RT} é a resistividade do material na temperatura de 25 °C, γ é o coeficiente de resistividade e ΔT é a diferença entre a temperatura de interesse e a temperatura ambiente.

A Figura 1 ilustra o comportamento da mobilidade elétrica na estrutura do alumínio dadas as variações na sua rede cristalina. Quanto à mobilidade da carga elétrica na rede cristalina da matriz pura de alumínio, observa-se que o caminho da carga sofre baixa resistência à passagem, tornando-o um bom condutor elétrico, como apontado a Figura 1a. O aumento de imperfeições e distorções na rede cristalina dificulta a mobilidade da carga, como pode-se observar na Figura 1b. As ligas de alumínio na condição de supersaturação apresentam uma maior resistividade elétrica que a matriz de alumínio devido ao pequeno caminho livre disponível ao portador de carga, como é bem demonstrado na Figura 1c. Dada a natureza de não-equilíbrio do estado supersaturado, o processo de precipitação que ocorre durante o envelhecimento leva a um maior caminho livre do transportador de carga e, portanto, a menor resistividade elétrica, como pode-se visualizar na Figura 1d.

Figura 1 – Representação da resistividade elétrica de alumínio puro e ligas de alumínio.



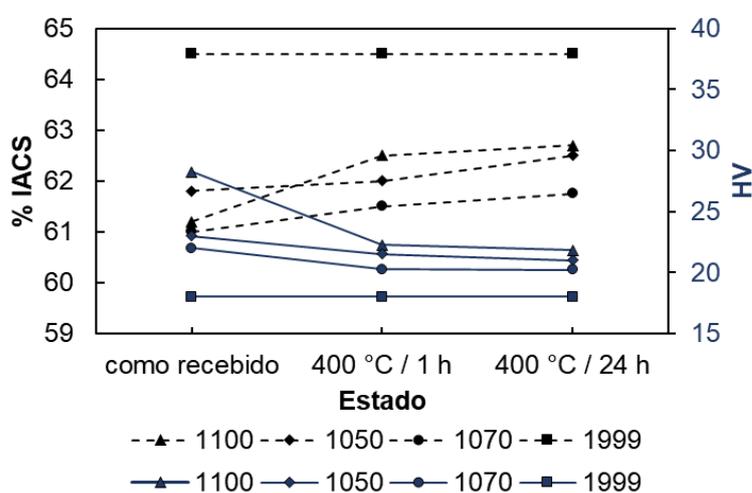
Fonte: (ESAREY, 1992); traduzido e adaptado pelo autor.

Na pesquisa de Padilha e Oliveira (2009) foram utilizadas quatro ligas de alumínio comercial, as quais possuíam as purezas de 99,00 % (1100), 99,50 % (1050), 99,70 % (1070) e 99,995 % (1199). Tais ligas possuem uma baixa dureza, a qual se relaciona ao baixo teor de elementos endurecedores em suas composições químicas. Os resultados retirados do trabalho de Padilha e Oliveira (2009) são mostrados nas Figuras 2.

Com tais resultados em mente, Padilha e Oliveira (2009) chegaram às seguintes conclusões acerca da presença de soluto na matriz de alumínio sobre o comportamento da condutividade elétrica das ligas deste metal:

1. O aumento da pureza da liga de alumínio aumenta a condutividade elétrica;
2. A perda de soluto dissolvido e o aumento das fases precipitadas na matriz de alumínio promove o ganho de condutividade elétrica;
3. A perda de dureza pelo recozimento da liga de alumínio está relacionada com o aumento da sua condutividade elétrica.

Figura 2 – Condutividade elétrica e Microdureza das ligas de Al 1100, 1050, 1070 e 1199 em função do estado.

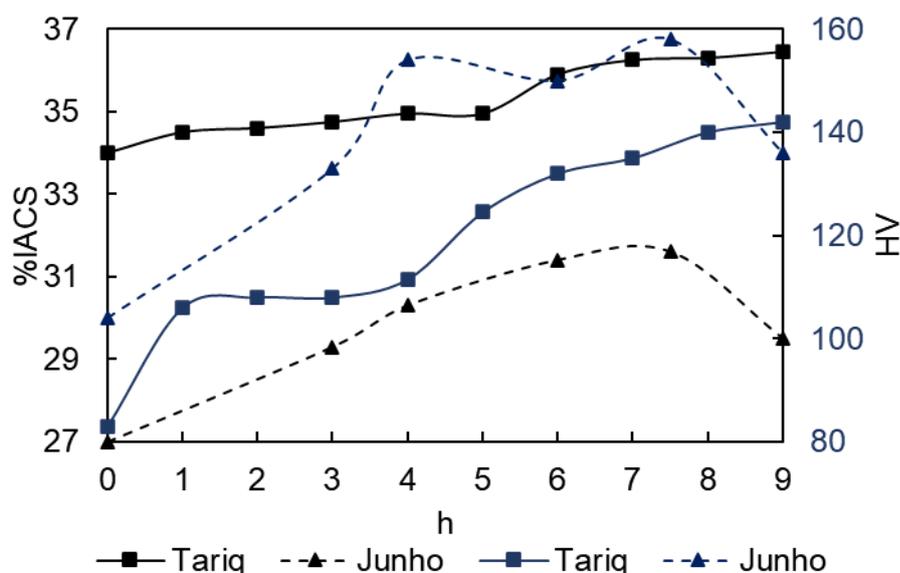


Fonte: (PADILHA; PEREIRA, 2009); adaptação pelo autor.

Para identificar o mecanismo que melhor explica a condutividade elétrica no balanço das relações entre precipitados e matriz na liga 2024, os autores Tariq *et al.* (2012) e Oliveira *et al.* (2018) relacionaram as curvas de dureza e de condutividade elétrica da liga em questão com o desenrolar do seu processo de envelhecimento, como pode ser observado na Figura 3. O tratamento térmico se inicia a partir do material solubilizado, sendo o ganho de dureza relacionado ao endurecimento por precipitação. O eletrospalhamento e, conseqüentemente, a condutividade elétrica são favorecidos pelas distorções que ocorrem no retículo cristalino e pela presença de grande distribuição de fases, sendo a perda de soluto da matriz a principal controladora do aumento gradual da condutividade elétrica. A relação entre as curvas de condutividade elétrica e de dureza da liga 2024 durante seu processo de tratamento térmico também foi encontrada nos resultados do trabalho de Oliveira *et al.* (2018). O

comportamento das curvas para a condição de tratamento térmico de envelhecimento artificial a 190 °C apresenta uma tendência de crescimento de segunda ordem até o pico da primeira dureza.

Figura 3 – Caracterização da dureza e da condutividade elétrica da liga 2024 durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial a 190 °C.



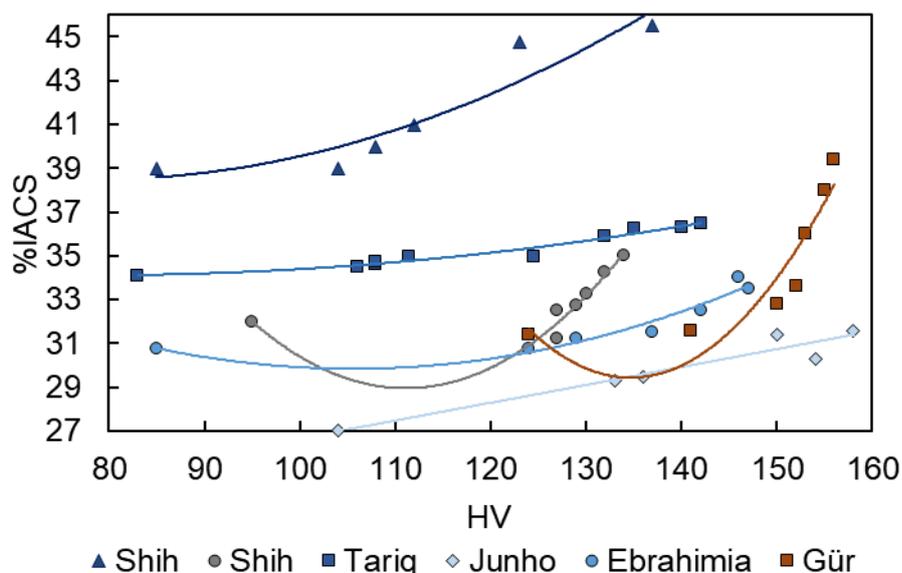
Fonte: Tariq *et al.*, 2012 e Oliveira *et al.*, 2018; traduzido e adaptado pelo autor.

Os trabalhos encontrados na literatura referente ao tratamento térmico de envelhecimento artificial a 190 °C até 9 h mostram uma elevada discrepância em relação as curvas de dureza e condutividade elétrica, a Figura 4 mostra a comparação das curvas de alguns autores. Isso pode ser pelas diferentes rotas de temperaturas de tratamento de solubilização entre diversos fatores que podem estar relacionado ao material.

As regressões mostradas na Figura 4 apresentam duas tendências observadas como linear e polinomial de segunda ordem. Nos trabalhos recentes apresentados como de Tariq *at el.* (2012) e de Junho *et al.* (2018) ao passar as primeiras horas os pontos de condutividade elétrica apresentam uma regressão mais próximo da linearidade. Porém ao aproximar a região destes pontos é observado que o comportamento é oscilante e não uma reta, além disso, as medidas de condutividade elétrica e dureza nas amostras envelhecidas em diferentes tempos depende de muitos fatores, como a repetibilidade da tempera, oscilações de temperatura no forno. Uma das dificuldades da pesquisa relacionada às ligas de alumínio são as faixas estreitas

de tolerâncias como de temperaturas tratamento térmico que devem ser bem controladas.

Figura 4 – Dados de dureza em relação à condutividade elétrica da liga 2024 durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial 190 °C até 9 h.



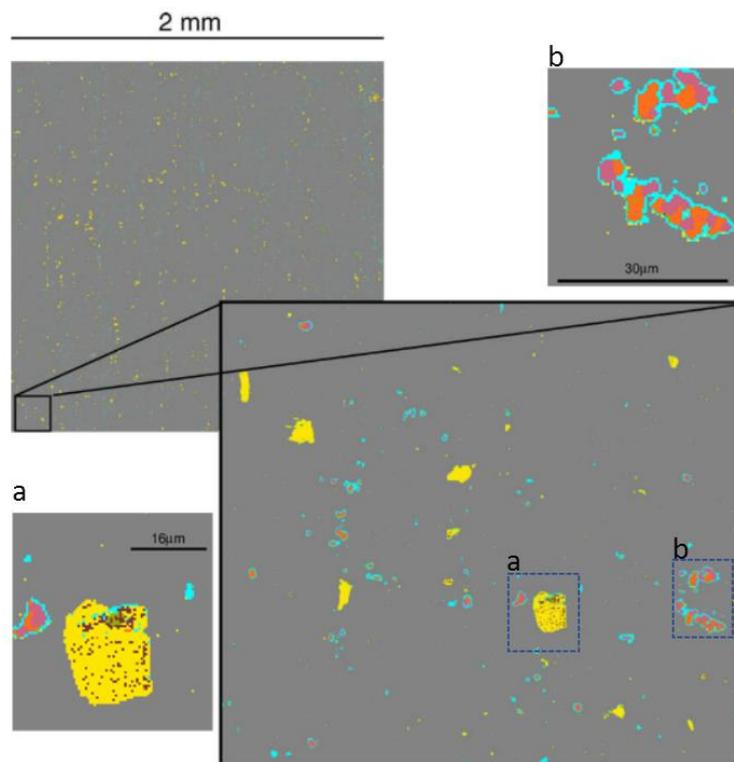
Fonte: (C.H.GÜR; YILDIZ, 1993; G.R. EBRAHIMIA; EZATPOUR, 1996; JUNHO *et al.*, 2018; SHIH; HO; HUANG, 1996; TARIQ; NAZ; BALOCH, 2012); adaptado pelo autor.

2.2.3.4. Fases de dispersão e quantificação dos precipitados

Existe uma grande variedade de composições químicas para as partículas intermetálicas que se fazem presentes na liga 2024. As principais destas partículas incorporadas na matriz de alumínio mencionadas pela literatura são Al_2CuMg , Al_2Cu , $MgSi$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, $AlCuFeMnSi$, $AlCuFeMn$ e $AlFeMnSi$. As partículas de segunda fase Al_2CuMg e Al_2Cu são as responsáveis pelo endurecimento por precipitação, enquanto a fase $Al_{20}Cu_2Mn_3$ é encontrada na forma de dispersóides que podem estar nos contornos das fases maiores. A fase $MgSi$ é observada na forma de partículas finamente dispersas na matriz de alumínio e os intermetálicos de segunda fase que contém o elemento Fe ($AlCuFeMnSi$, $AlCuFeMn$ e $AlFeMnSi$) são observados como partículas grosseiras de difícil dissolução e de estequiometria variável (BOAG *et al.*, 2009; LIANG *et al.*, 2020; STASZCZYK; SAWICKI; ADAMCZYK-CIESLAK, 2019). A Figura 5 mostra a análise por microscopia eletrônica da liga 2024 com destaque para

a distribuição e morfologia das partículas intermetálicas Al_2Cu (laranja), Al_2CuMg (roxo), $\text{Al}_3(\text{Cu,Fe,Mn})$ (marrom), AlCuMgFeMn (azul ciano) e $\text{Al}_{20}(\text{Cu,Fe,Mn})_5\text{Si}$ (amarelo). Na Figura 5 a) é ampliada a região da fase $\text{Al}_{20}(\text{Cu,Fe,Mn})_5\text{Si}$ com a subfase $\text{Al}_3(\text{Cu,Fe,Mn})$, enquanto em b) é mostrado o aglomerado das fases Al_2CuMg e Al_2Cu , as quais são cercadas pela fase periférica AlCuMgFeMn .

Figura 5 – Distribuição e morfologia das partículas intermetálicas presentes na liga 2024 $\text{Al}_{20}(\text{Cu,Fe,Mn})_5\text{Si}$ com a subfase $\text{Al}_3(\text{Cu,Fe,Mn})$ em a), e Al_2CuMg e Al_2Cu , cercadas pela fase periférica AlCuMgFeMn em b).

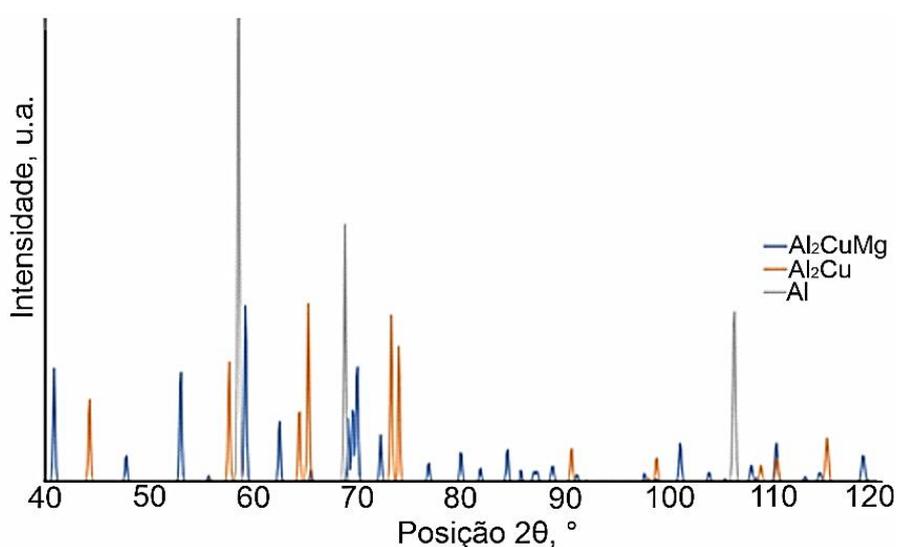


Fonte: (BOAG *et al.*, 2009); adaptação pelo autor.

Os aglomerados de $\text{Al}_3(\text{Cu,Fe,Mn})$ presentes dentro das partículas multifásicas $\text{Al}_{20}(\text{Cu,Fe,Mn})_5\text{Si}$ estão presentes na microestrutura da liga 2024. Os intermetálicos S e θ se formam durante o tratamento térmico de envelhecimento natural ou artificial a partir da solubilização via difusão dos elementos Cu e Mg dentro da matriz de alumínio (STASZCZYK; SAWICKI; ADAMCZYK-CIESLAK, 2019). A precipitação de tais fases pode formar regiões aglomeradas destas ou se fazer presente nos contornos de grãos, da forma como é mostrado na Figura 5 b). Os precipitados instáveis S e θ aparecem em conjunto no diagrama ternário Al-Cu-Mg, apesar da fase S' ser mais interessante e a fase S ser considerada já superenvelhecida.

O tamanho das partículas intermetálicas encontradas na microestrutura da liga 2024 é variável, se fazendo nela presentes partículas grossas, com dimensões de 1 μm à 10 μm ; partículas intermediárias, que possuem entre 0,05 μm à 0,5 μm de diâmetro, as quais são formadas durante o tratamento de homogeneização; e partículas finas, que têm entre 0,01 μm a 0,05 μm de diâmetro e são formadas no processo de envelhecimento (SUBRAMANIYAN, 1989). Em relação à distribuição destas partículas de microescala, a matriz de alumínio ocupa cerca de 92,8 % da superfície da liga e os dispersóides ocupam cerca de 4% desta, sendo os 3,2 % restantes ocupados por todas as partículas de microescalas combinadas, dentre as quais os precipitados de segunda fase representam 70 % destas (DEROSE *et al.*, 2012). A quantificação das fases endurecedoras pode ser analisada a partir da difração de raios-X. Na Figura 6 se representa o difratograma teórico das estruturas das fases Al_2Cu e Al_2CuMg para o comprimento de onda do Cr , a partir do qual é possível quantificar estas na liga 2024 a partir de seus picos característicos.

Figura 6 – Difratograma teórico das fases Al_2Cu e Al_2CuMg .



Fonte: MEETSMA, DE BOER e VAN SMAALEN, 1989, bem como HEYING, HOFFMANN e RAINER, 2005; adaptações do autor.

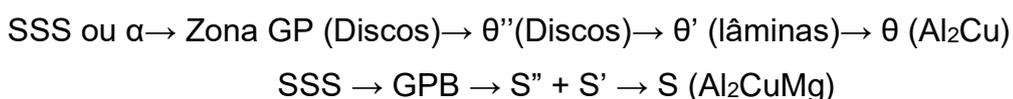
2.3. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

As propriedades físicas dependem da sua microestrutura, sobretudo no que diz respeito às relações quantitativas, distribuições e tipos específicos dos constituintes

da segunda fase. Além disto, as propriedades também dependem fortemente da natureza das soluções sólidas em que estão nela presentes, bem como de outros fatores (BANHART, 2016; LIANG *et al.*, 2020; MACKENZIE, 2018; WANG; STARINK, 2005).

O endurecimento por precipitação se inicia de uma solução sólida instável conhecida como condição solubilizada e se dá a partir das partículas dela constituintes. Deve-se ter uma escolha adequada das concentrações destas e o tratamento térmico a ser realizado de forma a se obter uma apropriada dispersão dos precipitados de segunda fase na matriz, sem que estes se dissolvam ou se precipitem nos contornos de grão. Além do tamanho, formato, dispersão e relação de interface, o efeito significativo no endurecimento por precipitação também é originado pelos constituintes dos precipitados (BANHART, 2016; MACKENZIE, 2018).

Uma significativa variedade de estruturas precipitadas de não-equilíbrio é formada em temperaturas abaixo da linha de solubilidade. Nas ligas do sistema alumínio-cobre uma sucessão de precipitados é desenvolvida a partir da solução sólida supersaturada (SSS) resfriada rapidamente. Na liga 2024 em particular, quando a razão atômica entre Cu e Mg está entre 8 e 4 se observa que os precipitados principais são θ (Al_2Cu) e S (Al_2CuMg), enquanto se presencia que se esta razão está entre 4 e 1,5 o precipitado S (Al_2CuMg) tem maior influência no endurecimento, promovendo também uma outra sequência de precipitação. Estes precipitados se desenvolvem sequencialmente com o aumento da temperatura ou com o tempo crescente na temperatura entre a temperatura ambiente e o *solvus* (ASATO, 2019; BANHART, 2016; DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; HEYING; HOFFMANN; RAINER, 2005; PRASAD; H., 2016; SUBRAMANIYAN, 1989; WANG; STARINK, 2005). Na liga 2024, as etapas da formação dos precipitados principais são identificadas pelas seguintes notações:

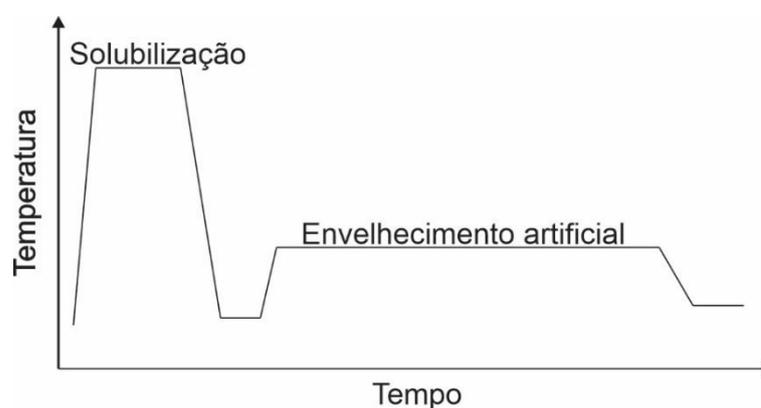


Na condição de resistência máxima tanto os precipitados de transição de θ e de θ' podem estar presentes. Quando o tempo e a temperatura são aumentados suficientemente para formar altas proporções do equilíbrio θ , a liga coalesce, passando a ser denominada superenvelhecida. Para Al_2CuMg , as estruturas

antecessoras da fase S são as responsáveis pelo endurecimento por envelhecimento, enquanto que a fase S aparece na condição de superenvelhecimento (BANHART, 2016).

Os tratamentos térmicos das ligas de alumínio endurecíveis por precipitação envolvem algumas etapas tais como a solubilização, a têmpera, o pré-envelhecimento e o envelhecimento artificial em até duas etapas (DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; REIS *et al.*, 2012; STASZCZYK; SAWICKI; ADAMCZYK-CIESLAK, 2019). As etapas do processo de tratamento térmico de endurecimento por envelhecimento artificial empregado neste trabalho são vistas na Figura 7.

Figura 7 – Etapas do tratamento térmico de envelhecimento artificial.



Fonte: (BANHART, 2016); adaptações pelo autor.

2.3.1. Solubilização

A finalidade deste tratamento é a obtenção de uma solução sólida em equilíbrio e na concentração adequada entre a matriz de alumínio e os demais elementos constituintes da liga em questão. A solubilidade desses elementos aumenta acentuadamente com o acréscimo de temperatura, especialmente logo abaixo da temperatura de transformação eutética; conseqüentemente, a temperatura mais favorável para a solubilização é muito próxima desta temperatura da transformação eutética, tipicamente 5 a 8 °C abaixo desta. A temperatura de homogeneização das partículas Al_2Cu ou Al_2CuMg pode estar acima de 500 °C dependendo da liga a ser produzida, porém na liga 2024 na temperatura de 502 °C existe ponto de fusão dos intermetálicos presentes que causa o defeito conhecido como fusão incipiente. Ao mesmo tempo, uma alta taxa de aquecimento poderá acarretar em fusão dos

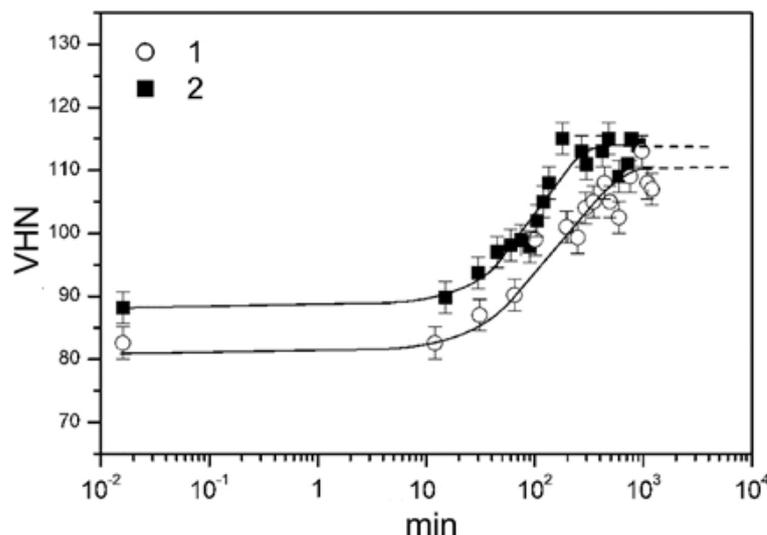
precipitados, o que ocorre geralmente devido à baixa taxa de dissociação destes em comparação à sua fusão. Além disso, ao final do tratamento de solubilização é realizado o resfriamento rápido da liga para que não ocorra a precipitação excessiva nos contornos dos grãos desta, dependendo o tempo tolerado para realizar o resfriamento e também a taxa deste de acordo com a espessura e a composição da liga. O tempo e a taxa de resfriamento devem ser controlados para que não se observem defeitos como trincas e empenamentos. A escolha dos parâmetros de solubilização, assim como a condição microestrutural inicial do material para essa etapa, a máxima dureza que pode ser obtida durante o envelhecimento bem como o tempo de tratamento térmico para atingi-la (BANHART, 2016; LIANG *et al.*, 2020; MACKENZIE, 2018).

2.3.2. Envelhecimento natural

O envelhecimento natural se inicia logo após o término do tratamento de solubilização desde que o material seja mantido na temperatura ambiente. Na liga 2024, este processo se refere à formação espontânea de uma estrutura de zonas GP (BANHART, 2016). Essas zonas são aglomeradas ou arranjos de átomos que se formam durante o envelhecimento das ligas são consideradas precursores dos precipitados intermediários. Os átomos de soluto se agrupam ou se segregam em planos de rede atômica selecionados para formarem estas zonas GP, os quais criam um campo de tensão localizado que dificulta o movimento de discordâncias pela rede e, portanto, proporcionam um aumento na resistência mecânica.

Na Figura 8 é mostrada a evolução do envelhecimento natural com o ganho de dureza em relação ao tempo para duas ligas, em 1 a Al-2,5Cu-1,5Mg e em 2 a Al-2,6Cu-1,5Mg. No caso destas ligas, a formação e o crescimento de aglomerados/zonas de cobre-magnésio são os principais fatores que estão associados ao aumento de dureza da liga. Deve-se levar em conta, porém, que esta dureza adicional advinda do processo de envelhecimento natural é revertida quando o material é aquecido na temperatura de envelhecimento, processo que é denominado reversão (BANHART, 2016).

Figura 8 – Evolução da dureza durante o envelhecimento natural de duas ligas Al-Cu-Mg.



Fonte: (BANHART, 2016); adaptações pelo autor.

2.3.3. Envelhecimento artificial

A partir de uma liga solubilizada e homogeneizada se promove o ganho das propriedades mecânicas a ela desejadas em um curto espaço de tempo através de um processo térmico de envelhecimento artificial. O envelhecimento pode ser controlado ao se escolher uma temperatura adequada para este processo, o qual pode ser interrompido em qualquer momento entre a condição solubilizada e o estado de equilíbrio, dependendo da aplicação prevista (BANHART, 2016; MACKENZIE, 2018; PRASAD; H., 2016). Na liga 2024 o estado solubilizado está termodinamicamente instável e tenderá para o estado de equilíbrio, ou seja, para formação de fases.

Tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação geralmente são processos que envolvem uma temperatura relativamente baixa e um prazo relativamente longo. Nestes tratamentos térmicos, para as ligas de Al, as temperaturas geralmente variam de 115 °C a 220 °C e os tempos para seu término ficam entre 3 a 48 h. As estruturas de antes e depois do processo de precipitação podem ser distinguidos na metalografia: em ligas de alumínio solubilizadas e tratadas termicamente, por exemplo, o contraste de coloração entre os grãos de orientação diferente é relativamente baixo, já que este contraste é visivelmente diminuído pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

Diferenças no tipo, volume, tamanho e distribuição das partículas precipitadas alteram as propriedades da liga, da mesma forma que fazem o tempo e a temperatura do processo de tratamento térmico; assim, estes fatores afetam a microestrutura final da liga e as propriedades mecânicas dela resultantes, as quais também são afetadas pelo estado inicial da microestrutura desta. Além disto, as propriedades mecânicas e outras características da liga mudam continuamente com as variações dentro do forno e da carga (BANHART, 2016; J. GILBERT KAUFMAN; ANDERSON; WERITZ, 2019; MACKENZIE, 2018).

2.4. MÉTODO DOS QUATRO FIOS

O método dos quatro fios se trata de um procedimento não destrutivo com vistas à medição de resistências de baixo valor (CAMPILHO, 2000; HAN *et al.*, 2019; HEANEY, 2004; LAN R, 2020; YOSHIDA; FALCO; TODD, 2018). Tal expediente baseia-se na resistência entre dois pontos quaisquer de um material isotrópico, aplicando-se uma diferença de potencial elétrico V entre estes dois pontos e medindo a corrente elétrica i que flui entre eles. Desta forma, a resistência do material será dada pela primeira lei de Ohm, representada pela equação abaixo:

$$R = \frac{V}{I} \quad (2)$$

Para uma corrente elétrica contínua, a densidade de corrente J no interior do material varia linearmente conforme a tensão aplicada, sendo a resistência elétrica R a constante de proporcionalidade entre essas duas grandezas. De acordo com a segunda lei de Ohm, a resistência depende da geometria do condutor e do material de que ele é feito. A resistência é diretamente proporcional ao comprimento L_c do condutor e inversamente proporcional a área A_c de seção do comprimento. Representamos isto matematicamente através da equação abaixo:

$$R = \rho \frac{L_c}{A_c} \quad (3)$$

Pode-se rescrever a primeira com a segunda lei de ohm na equação que define a resistividade elétrica da seguinte forma:

$$\rho = \frac{V \cdot A}{I \cdot L_c} \quad [\Omega \cdot m] \quad (4)$$

Sendo ρ a resistividade elétrica, a qual é uma grandeza intrínseca do material analisado. A condutividade elétrica σ é o inverso da resistividade elétrica, ou seja:

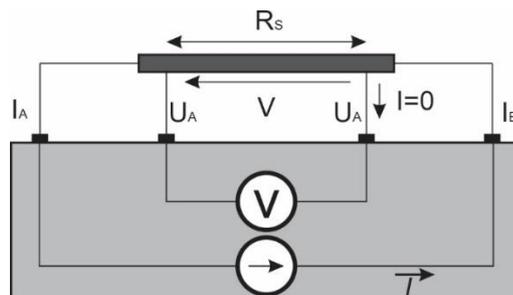
$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (5)$$

Assim, pode-se também definir a condutividade elétrica em um sólido na forma expressa pela equação:

$$\sigma = \frac{I \cdot L_c}{V \cdot A} \quad [\Omega / m] \quad (6)$$

Partindo de tais entendimentos, a Figura 9 mostra o método dos quatro fios incorporado em um ohmímetro para a medição de resistências. O equipamento dispõe de dois terminais de correntes (I_A e I_B) e dois terminais de tensão (U_A e U_B). Com este método, o ohmímetro aplica uma corrente elétrica constante e conhecida no material cuja resistência está a ser medida, realizando a partir disto a leitura de tensão com um voltímetro de alta impedância de entrada. Nestas condições temos que a resistência R_s é a relação entre a corrente elétrica aplicada e a tensão mensurada pelo voltímetro.

Figura 9 – Representação gráfica do método dos quatro fios.



Fonte: (CAMPILHO, 2000); adaptações pelo autor.

Esta forma de medição conduz a resultados com grande grau de independência com relação à resistência das ligações porque a corrente gerada pela fonte é independente de R_s em série. Além disso, desta forma a medição de tensão é realizada com elevada impedância, ou seja, alguns mili Ω de resistência interna do voltímetro face a resistências inferiores a 1 Ω , assim a corrente que circula nos fios de ligação aos terminais de tensão é próxima de zero, sendo desprezível a queda de tensão na resistência das ligações aos terminais de tensão (CAMPILHO, 2000).

2.5. TÉCNICA CORRENTES PARASITAS

A técnica das correntes parasitas é baseada nos princípios da indução eletromagnética e é usada para identificar ou diferenciar uma ampla variedade de condições físicas, estruturais e metalúrgicas em metais e peças metálicas eletricamente condutivas. Assim, a técnica das correntes parasitas, ou inspeção de correntes de Foucault, como também é conhecida, pode ser usada para caracterização e inspeção destes tipos de materiais (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981; SIMPSON, 2018).

A utilização desta técnica para o controle de tratamento térmico está baseada na capacidade desta em detectar as variações nas propriedades eletromagnéticas do material a ser inspecionado através da aplicação de um campo magnético alternado originado por uma bobina excitada (transmissora) por corrente alternada. Estes campos magnéticos penetram no material condutor em inspeção, os quais geram correntes parasitas na camada superficial deste, as quais, por sua vez, geram um campo magnético secundário e alternado que é oposto ao campo magnético gerado pela bobina. A medição desse campo magnético é realizada por uma segunda bobina receptora, o que resulta na sobreposição dos campos magnéticos, sendo a medição o resultado da interferência destes campos (ESAREY, 1992; GARCÍA-MARTÍN; GÓMEZ-GIL; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, 2011; JUNHO *et al.*, 2018b; P. DIAS, K. SUKASAM, 2011; PEREIRA, 2014; PRASAD; H., 2016; TARIQ; NAZ; BALOCH, 2012).

2.5.1. Corrente alternada

Uma corrente alternada é uma diferença de potencial que varia no tempo, o que pode ser descrito matematicamente conforme a Eq. (7).

$$V(t) = V_p \cos(\omega t + \Phi_0) \quad (7)$$

Onde V_p é a tensão máxima ou tensão de pico, ω é a frequência angular e ϕ_0 é a fase da tensão alternada no instante de tempo zero. Por sua vez, a frequência angular ω é dada pela equação abaixo, na qual f é a frequência da oscilação igual ao inverso do período, como mostra a Eq. (8).

$$\omega = 2\pi f \quad (8)$$

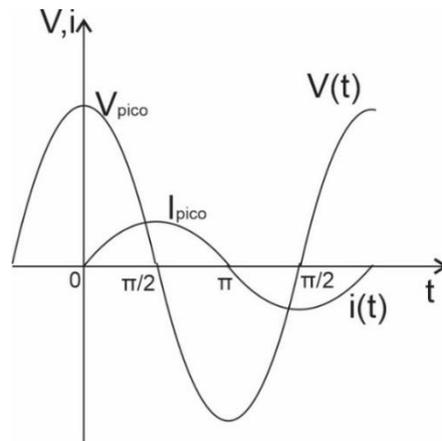
A corrente alternada corresponde então a Eq. (9).

$$i(t) = i_p \cos(\omega t + \Phi_0) \quad (9)$$

Entretanto, quando há defasagem entre a tensão e a corrente – o que se dá em circuitos com indutores ou que contenham uma associação mista desses elementos ou deles com resistores – não se pode obter estes parâmetros de maneira tão simples quanto para o caso de circuitos puramente resistivos.

O modelo que foi apresentado neste trabalho tem comportamentos resistivo e indutivo e apresenta diferenças de fase (SIMPSON, 2018), como mostra a Figura 10. Pode-se definir a tensão de pico da associação somando as tensões de cada um, instante a instante.

Figura 10 – Tensão e corrente alternada em função do tempo para um indutor.



Fonte: (SIMPSON, 2018); adaptações pelo autor.

No caso de um circuito com um elemento resistivo em série com um elemento indutivo submetido a uma tensão cossenoidal, corresponde a Eq. (10) onde Eq. (11) corresponde a corrente no tempo.

$$V_p = \omega Li \quad (10)$$

$$i(t) = i_p \text{sen}(\omega t) \quad (11)$$

A defasagem entre a tensão e a corrente mostrada na Figura 10 depende também da frequência ω , da distância das bobinas k , como mostra a Eq. (10) (SIMPSON, 2018).

$$x(t) = \text{sen}(kx + \omega t + \Phi) \quad (12)$$

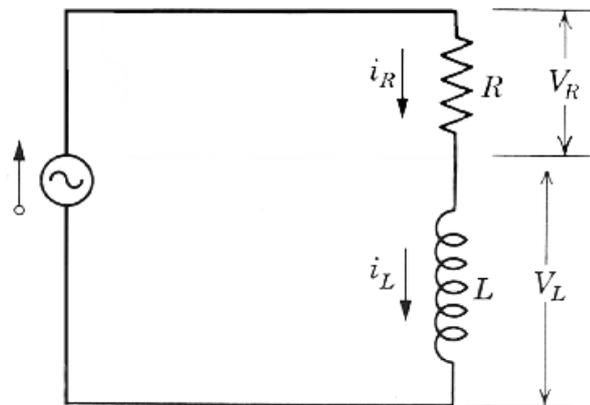
2.5.2. Impedância elétrica

A impedância elétrica é a oposição total que um circuito apresenta a uma corrente elétrica. A impedância, medida em ohms, pode incluir a resistência R , a reatância indutiva X_L e reatância capacitiva X_C . Neste trabalho, as duas bobinas (transmissora e receptora) tem o caráter resistivo e indutivo por estarem na faixa de

frequência em que se comportam como indutoras. Na Figura 11 é apresentado um diagrama que representa um sistema de inspeção de correntes parasitas (NDE, 2019).

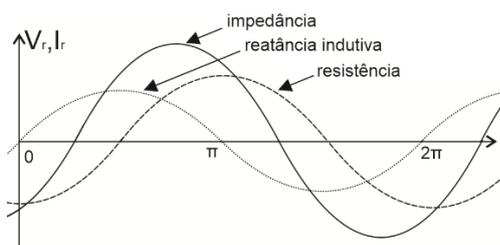
A Figura 12 descreve o comportamento senoidal da impedância devido à reatância indutiva e a resistência no modelo proposto no sistema mostrado na Figura 11. As linhas relativas a indutância e a resistência representam a porção da corrente que é afetada respectivamente pelos componentes de resistência e reatância indutiva que resultam na impedância.

Figura 11 – Um modelo de sistema de inspeção de correntes parasitas: circuito fechado com indutor, resistência e fonte alternada em série.



Fonte: (NDE, 2019); adaptações pelo autor.

Figura 12 – Comportamento da impedância devido à reatância indutiva e a resistência do sistema.

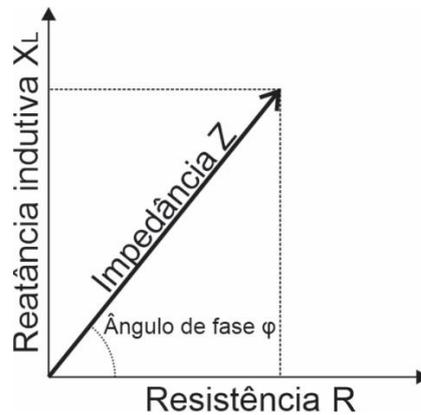


Fonte: (NDE, 2019); traduzido e adaptado pelo autor.

A resistência e a reatância indutiva estão 90° fora de fase; portanto, quando combinadas para produzir a curva da impedância, a mudança de fase fica entre zero e 90° . A mudança de fase é sempre relativa à linha de resistência pois ela está sempre em fase com a tensão. Se a resistência aumentar e a reatância indutiva permanecer constante, a linha de impedância se moverá em direção à linha de resistência e a mudança de fase diminuirá. Se mais reatância indutiva estiver presente no circuito, a

linha de impedância se moverá em direção à linha de reatância indutiva e a mudança de fase aumentará. Muitos trabalhos (BRUCHWALD *et al.*, 2015; PEREIRA, 2014; VETTERLEIN, 2003) apresentam seus resultados utilizando o plano de impedância, o qual possui sua representação gráfica na Figura 13.

Figura 13 – Plano de impedância genérico.



Fonte: (NDE, 2019); Traduzido e adaptado pelo autor.

O plano de impedância pode ser determinado matematicamente através da seguinte equação, na qual \hat{V}_0 é a tensão complexa e \hat{I}_0 é corrente complexa:

$$\hat{Z} = \frac{\hat{V}_0}{\hat{I}_0} = R + jX \quad (13)$$

A impedância também possui um ângulo associado, o qual é conhecido como ângulo de fase do circuito. Esta defasagem entre a tensão e a corrente pode ser calculada pela seguinte equação:

$$\tan \varphi = \frac{X_L}{R} \quad (14)$$

As funções sinusoidais podem ainda ser escritas usando a fórmula de Euler e a função que extrai a parte real de um número complexo.

$$\hat{Z} = Z_0 \cos \varphi + Z_0 \operatorname{sen} \varphi \quad (15)$$

Onde $Z_0 \cos \varphi$ corresponde à parte da resistência e $Z_0 \sin \varphi$ à parte da reatância, e Z_0 sendo determinado pela seguinte equação:

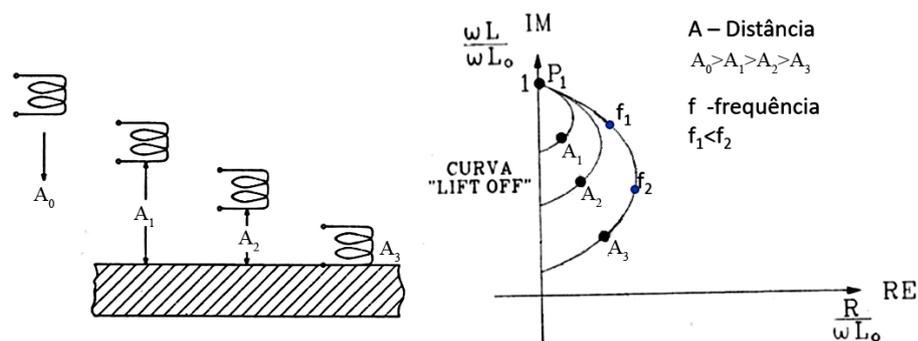
$$Z_0 = \frac{V_p}{I_p} \quad (16)$$

Onde V_p e I_p são as medições pico a pico da tensão máxima e da corrente máxima. O modelo deste trabalho é projetado para que a indutância seja cerca de cinquenta vezes maior do que a resistência (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981).

2.5.3. Fator de proximidade (*Lift-off*)

O fator de proximidade é utilizado para descrever qualquer espaço que ocorra entre o material em teste e a bobina de inspeção. Quando uma bobina de superfície é energizada e mantida no ar acima de um condutor a impedância da bobina possui um certo valor. Conforme a bobina é movida para mais perto do condutor, o valor inicial mudará devido a interação do campo da bobina com o condutor.

Figura 14 – Curva de proximidade (*lift off*) utilizando a técnica correntes parasitas.



Fonte: (STEGEMANN, 1990); Traduzido e adaptado pelo autor.

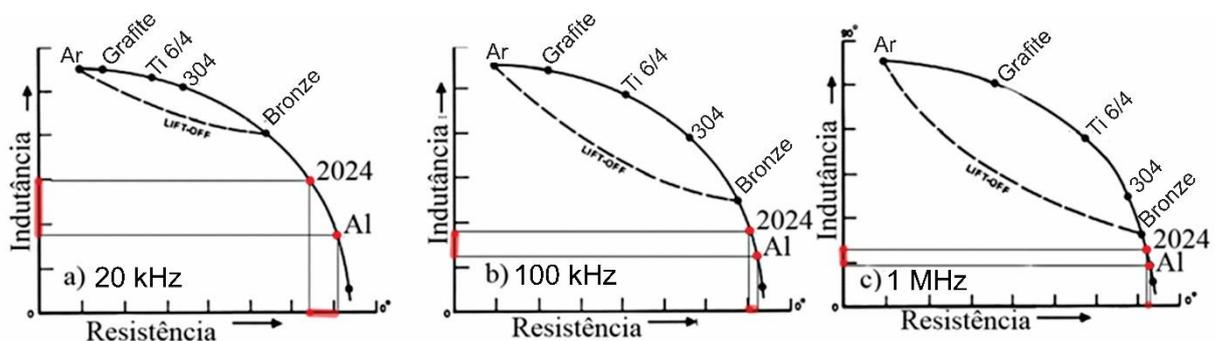
A Figura 14 mostra a curva de proximidade (*lift-off*) para o comportamento do sinal em diferentes distâncias. Os pontos A_0, A_1, A_2 e A_∞ estão na mesma freqüência, porém em distância diferentes (STEGEMANN, 1990). O plano de Impedância é mostrado ao lado na forma normalizada por ωL_0 que representa o valor da reatância em A_0 . O eixo IM representa a parte reativa e RE a parte resistiva do plano de impedância. Como o campo da bobina é mais intenso perto da amostra de alumínio,

o valor da impedância continuará a mudar até que a bobina esteja em contato direto com a amostra de alumínio. Inversamente, qualquer pequena separação entre a bobina e o condutor mudará a impedância da bobina. Este efeito é tão pronunciado que pequenas variações no espaçamento podem mascarar muitas indicações.

2.5.4. Frequência e condutividade elétrica na sensibilidade do sensor

A frequência usada para a medição de condutividade geralmente é de 60 kHz. No entanto, quando a capacidade de detectar alterações muito pequenas na condutividade se faz necessária, esta frequência deve ser otimizada para que a modificação na impedância da bobina permita detectar pequenas alterações na condutividade elétrica (P. DIAS, K. SUKASAM, 2011). Na Figura 15 pode-se observar que conforme a frequência aumenta o ponto de operação para a liga 2024 se move no sentido horário, mais abaixo na curva de impedância. Além disso, há uma maior separação dos pontos de operação para materiais de diferente condutividade e, portanto, a maior sensibilidade à condutividade é obtida se o ponto de operação estiver na região central da curva de impedância.

Figura 15 – Plano de impedância para pontos de operação de vários materiais nas frequências 20 kHz em a), 100 kHz em b) e 1 MHz em c).



Fonte: (P. DIAS, K. SUKASAM, 2011); Traduzido e adaptado pelo autor.

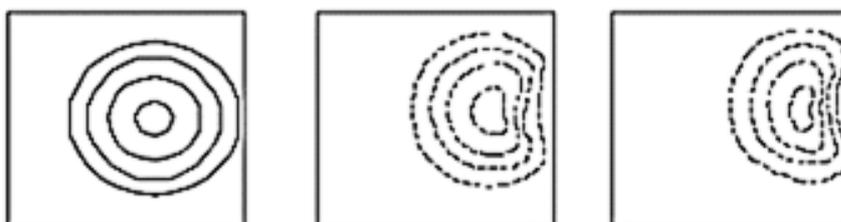
Portanto, se isto foi possível, o teste de condutividade e a classificação do material devem ser executados a uma frequência que leve os pontos de operação dos materiais que estão sendo testados a esta parte central da curva de impedância. Além disso, se a compensação de proximidade for importante, o ponto de operação deve estar na parte inferior desta região, abaixo do 'joelho' da curva. Assim, para permitir a determinação de uma frequência apropriada, é necessária uma relação entre

frequência e ponto de observação (P. DIAS, K. SUKASAM, 2011). Ao operar na parte inferior da curva de impedância, os sinais do fator de proximidade e a alteração na condutividade são razoavelmente próximos de 90° , de modo a que alteração na condutividade será mais sensível (P. DIAS, K. SUKASAM, 2011).

2.5.5. Efeito de borda

Quando uma bobina de inspeção se aproxima do final ou da borda de uma peça sendo inspecionada as correntes parasitas são distorcidas porque não conseguem fluir para além da borda desta peça. A distorção das correntes parasitas resulta em uma indicação conhecida como efeito de borda, a qual é representada pela Figura 16. Como a magnitude do efeito é muito grande, se limita a inspeção perto das bordas. Não é recomendado inspecionar a menos de 3,2 mm da borda de uma peça ou a menos de 10 % do diâmetro da bobina (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981; RAO, 2011; SIMPSON, 2018).

Figura 16 – Efeito de borda nas correntes induzidas.



Fonte: (RAO, 2011).

Ao contrário do *lift-off*, pouco pode ser feito para eliminar o efeito de borda. Uma redução no tamanho da bobina diminuirá este efeito, mas existem limites práticos que ditam os tamanhos das bobinas para determinadas aplicações.

2.5.6. Geometria da bobina

A penetração e a sensibilidade são afetadas por requisitos conflitantes que dizem respeito à geometria da bobina. A sensibilidade às pequenas descontinuidades superficiais exigem que o campo da corrente de Foucault seja suficientemente compacto para que seja adequadamente distorcido pela descontinuidade. Já a

penetração requer que o campo da corrente parasita se estenda até a profundidade requerida no corpo de prova (P. DIAS, K. SUKASAM, 2011).

2.5.7. Profundidade de penetração

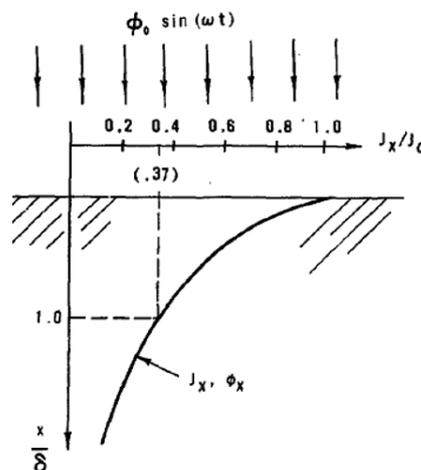
A densidade da corrente de Foucault diminui exponencialmente com a profundidade. A profundidade em que a densidade da corrente de Foucault diminuiu para 36,8% da densidade da superfície é chamada de profundidade de penetração padrão (STEGEMANN, 1990). O termo “padrão” indica a excitação do campo eletromagnético de onda plana dentro da amostra em teste. A profundidade de penetração δ padrão para campos magnéticos planares é dada pela seguinte equação:

$$\delta = 1,59 * 10^4 \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu_r}} \text{ [mm]} \quad (17)$$

Onde ρ é a resistividade elétrica em Ω/mm ; f diz respeito à frequência em Hz e μ_r é a permeabilidade relativa.

A Figura 17 mostra o ponto em que a densidade de corrente induzida normalizada (J_x/J_0) corresponde a 0,37 (37%); assim, a profundidade normalizada por esse ponto corresponde a 1 (x/δ).

Figura 17 – Profundidade de penetração padrão das correntes parasitas.



Fonte: (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981).

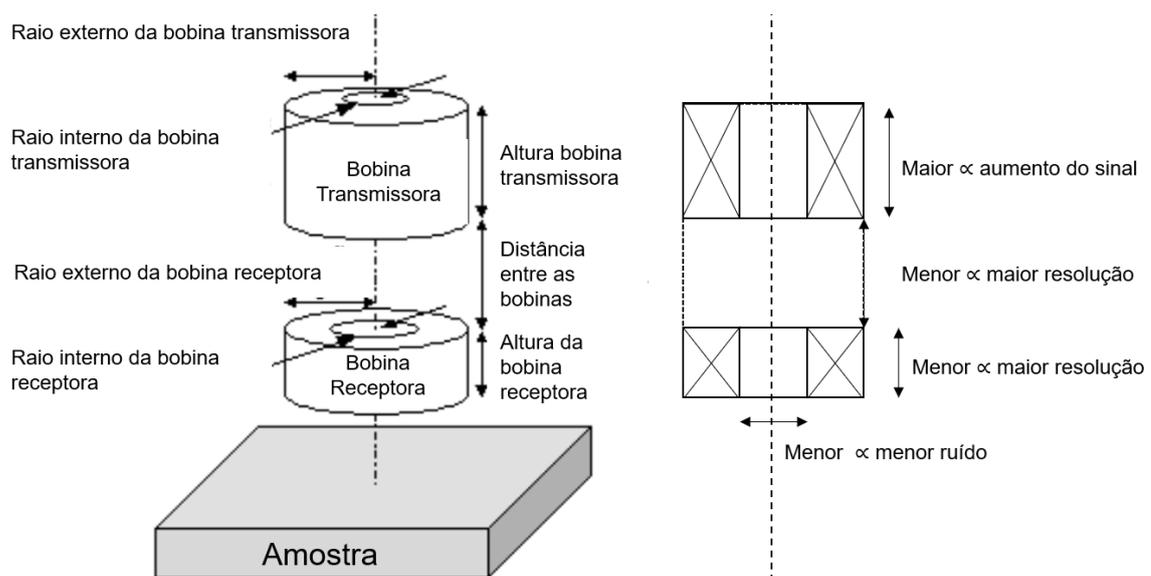
A profundidade de penetração deve ser calculada para alcançar aproximadamente 1/3 da espessura da chapa de modo a obter a leitura correta e evitar a ocorrência de medições errôneas (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981). Por isso, a frequência de seleção para o alumínio deve ser respeitada pela equação abaixo:

$$f \geq \rho \left(\frac{1,59 \cdot 10^4}{e/3} \right)^2 \text{ [Hz]} \quad (18)$$

2.5.8. Projeto do sensor

Para melhor entendimento deve-se tomar como exemplo o modelo de sensor de transmissão e recepção mostrado na Figura 18. Os parâmetros do sensor são mostrados à direita, onde são mostradas as relações de sensibilidade (VETTERLEIN, 2003). O método de envio deste sensor consiste em uma bobina de transmissão a qual é separada da bobina de captação responsável pela recepção. Nesse caso, a tensão induzida através da bobina de transmissão é o sinal analisado pela bobina de captação. O fluxo de correntes parasitas é monitorado pela observação dos efeitos de seus campos eletromagnéticos associados na tensão induzida em uma ou mais bobinas receptoras independentes.

Figura 18– Modelo de sensor de transmissão e recepção.



Fonte: (VETTERLEIN, 2003); Traduzido e adaptado pelo autor.

A bobina transmissora é acionada por uma corrente sinusoidal de modo a se obter uma força magnética constante. Como resultado disto, o fluxo da bobina transmissora é independente da resistência desta bobina. Da mesma forma, a resistência do fio das bobinas transmissoras e receptoras pode mudar devido à temperatura sem afetar os sinais de saída; o efeito do desvio de temperatura é assim eliminado. O método de transmissão e recepção no teste de correntes de Foucault é usado para eliminar a variação de temperatura (ESAREY, 1992; VETTERLEIN, 2003). A independência da temperatura torna esse método útil para medir a condutividade, a espessura da parede e o espaçamento entre as camadas de metal analisadas (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981; P. DIAS, K. SUKASAM, 2011).

As sondas são baseadas em princípios relativamente simples e consistem em uma ou mais bobinas em uma dada configuração. Os transdutores preexistentes de correntes parasitas podem variar de pequenas bobinas com menos de 2,5 mm a mais de 300 mm de diâmetro, podendo ser longas ou curtas e ter formato quadrado, redondo ou elíptico em seção transversal. As ferramentas básicas de projeto para essas variações permanecem as mesmas e baseiam-se principalmente nos seguintes parâmetros (BRUCHWALD *et al.*, 2015; CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981; P. DIAS, K. SUKASAM, 2011):

- Indutância da bobina;
- Resistência da bobina;
- Distribuição de campo no espaço;
- Resposta da bobina às alterações relevantes na propriedade do material por ela analisado;
- Fator de proximidade característico.

2.5.9. Calibração e ruídos

O efeito de alterações na resistividade térmica durante o ensaio pode ser minimizado submetendo uma sonda e uma amostra de referências ao mesmo ambiente de forno isotérmico utilizado para o envelhecimento da amostra de liga (ESAREY, 1992). Além disto, a referência no próprio material no início do tratamento térmico com o forno isotérmico também pode minimizar esse efeito, partindo-se assim

das variações em relação às condições iniciais da amostra. Além disso, um maior número de medições auxilia a minimizar o ruído.

2.5.10. Detecção da evolução do tratamento térmico

A técnica das correntes parasitas pode ser utilizada para a caracterização In-Situ do tratamento térmico da liga 2024 porque o sensor detecta a condutividade elétrica desta liga, parâmetro o qual está ligado diretamente à dureza desta. Assim, o uso desta técnica em um processo de tratamento térmico de envelhecimento artificial permite monitorar continuamente a evolução deste processo de forma In-Situ (VETTERLEIN, 2003).

No trabalho de Vetterlein *et al.* (2003) foi realizado o controle em tempo real do tratamento térmico de envelhecimento artificial com a técnica das correntes parasitas em uma liga de alumínio. A calibração do sensor é realizada com a normalização da impedância tendo apenas um material de referência. Vetterlein calcula a condutividade elétrica a partir da impedância baseado numa relação direta entre impedância e condutividade elétrica, a qual é expressa pelas equações abaixo:

$$Z(\sigma, \omega) = Z(\sigma_0, \omega_0) \quad (19)$$

$$\sigma_t = \sigma_0 \frac{\omega_0}{\omega_1} \quad (20)$$

A impedância normalizada do sensor complexo Z pode ser escrita como uma função do produto da frequência do sensor ω_1 e da condutividade elétrica da peça de trabalho σ_t . Já no sensor deste trabalho, o cálculo é a partir da mesma relação, porém com as medidas de tensão na saída da bobina receptora conforme descrita em (CECCO; DRUNEN; SHARP, 1981).

A Inspeção por correntes parasitas é baseada na lei indução magnética de Faraday. Segundo Faraday, variação de densidade de fluxo magnético induzido ao longo do tempo produz uma corrente induzida em um condutor elétrico. A força eletromotriz ϵ , é proporcional à taxa de variação da densidade fluxo magnético induzida $d\Phi_B$ descrita na Eq. (20):

$$\varepsilon = - \frac{\Phi_b}{dt} \quad (21)$$

No entanto, não há corrente elétrica na bobina receptora. A lei de Kirchhoff é usada para descrever a variação na condutividade elétrica do alumínio em relação à tensão na bobina receptora mostrada na Eq. (21).

$$\varepsilon_3 - \varepsilon_1 + \Phi \cdot R_{rel.} = 0 \quad (22)$$

Onde ε_1 é a força magnetomotora da bobina transmissora e ε_3 é a força magnetomotiva do alumínio, $R_{rel.}$ é a relutância. A Força eletromotriz ε é equivalente ao produto da corrente i em torno das voltas pelo número de voltas N da bobina, Eq. (23) pode ser reescrito como:

$$\Phi = \frac{N_1 \cdot i_1 - N_3 \cdot i_3}{R_{rel.}} \quad (23)$$

A corrente elétrica induzida i_3 depende apenas da condutividade elétrica do alumínio, pois a variação do fluxo gerado pela bobina transmissora permanece constante. A tensão na bobina receptora V_2 depende do fluxo concatenado Ψ_2 como mostra a Eq. (24):

$$\Psi_2 = N_2 * \Phi \quad (24)$$

Então podemos transcrever na Eq. (25) em função da relação da corrente i_3 .

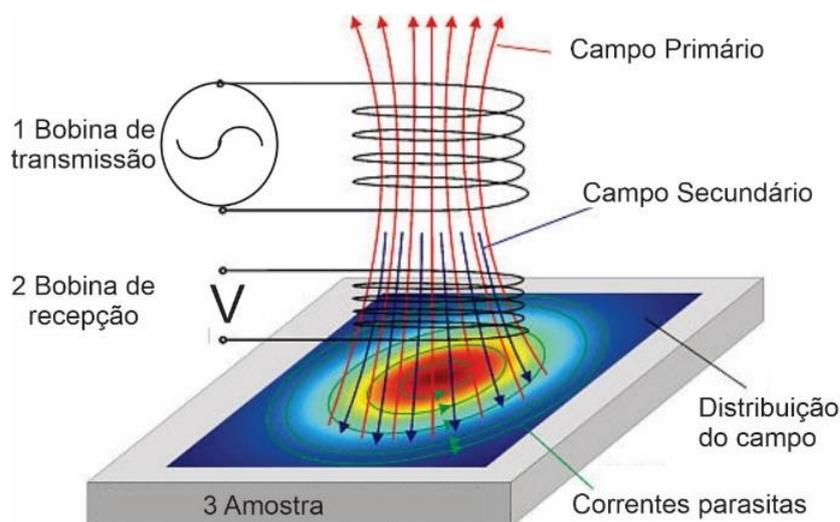
$$\Psi_2 = N_2 * \left(\frac{N_1 \cdot i_1 - N_3 \cdot i_3}{R_{relutância}} \right) \quad (25)$$

No entanto, V_2 é encontrado com relação a variação de Ψ_2 em relação ao tempo, descrito pela Eq. (26):

$$V_2 = \frac{d\Psi_2}{dt} \quad (26)$$

A Figura 19 mostra a configuração do sensor utilizado no trabalho, o fluxo magnético Φ gerado pela “1 bobina transmissora” e pelas correntes induzidas (correntes de Foucault) no alumínio que geram uma tensão na “2 bobina receptora”.

Figura 19 - Configuração esquemática do funcionamento do sensor transmissão e recepção utilizando a técnica correntes parasitas.



Fonte: (KLÜMPER-WESTKAMP *et al.*, 2003); Traduzido e adaptado pelo autor.

A corrente elétrica da bobina transmissora i_1 e a tensão induzida V_3 na “3 Amostra” de alumínio são constantes. Então, Eq. (24) e Eq. (25) mostram que a variação da tensão da bobina receptora depende da variação da corrente elétrica no alumínio. Isso determina que a mudança na corrente elétrica $-i_3$ é proporcional à mudança na condutividade elétrica do material.

2.6. SIMULAÇÃO NÚMERICA DO SENSOR TRANSMISSÃO/RECEPÇÃO

Atualmente, avançados sistemas eletrônicos e de programação facilitam o uso de abordagens de discretização, como o método dos elementos finitos (MEF), empregado regularmente em indústrias e universidades (MOHSENI *et al.*, 2020). Embora o MEF possa não ser o melhor em termos de velocidade de solução, vários pacotes de *software* comerciais bem estabelecidos de MEF são atualmente concebidos para uma ampla variedade de classes de problemas com equações e solucionadores apropriados (MOHSENI *et al.*, 2020). O trabalho de Bíró, Koczka e

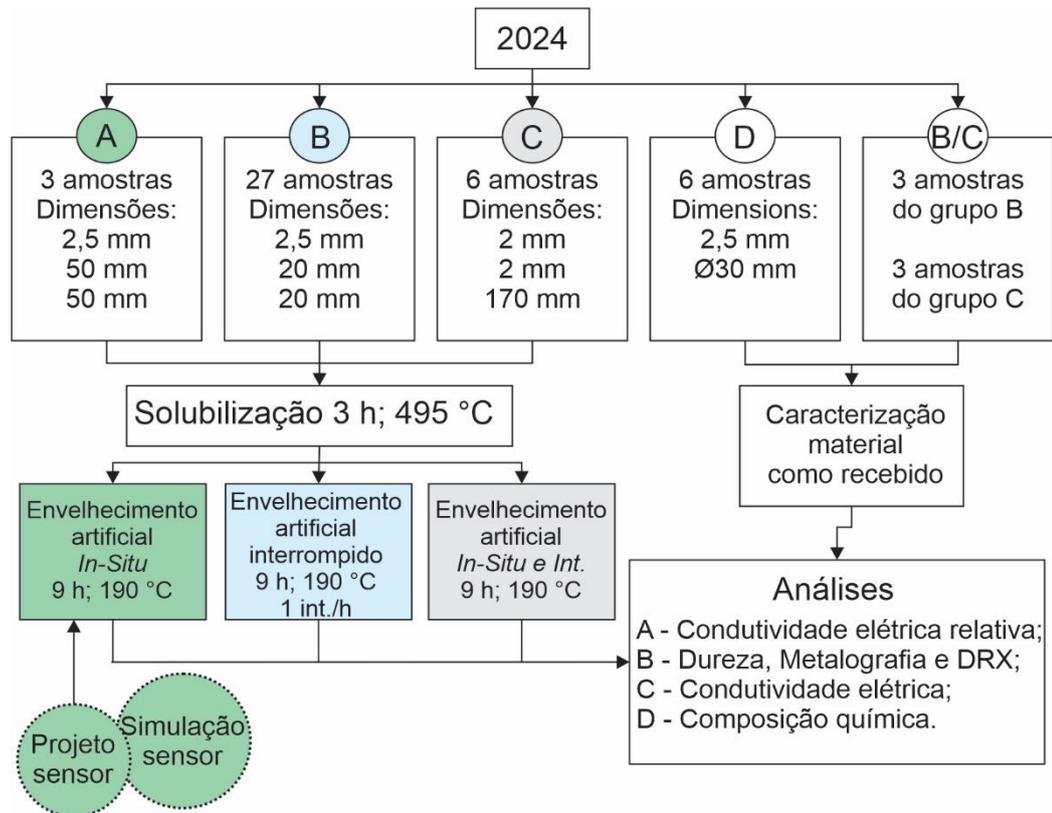
Preiz (2014) demonstra que o uso do MEF é capaz de fornecer uma solução para problemas complexos envolvendo correntes parasitas (BÍRÓ; KOCZKA; PREIS, 2014).

O COMSOL 5.3[®] Multiphysics é um *software* de análise de elementos finitos com multiplataformas que permite interfaces de usuário convencionais baseadas em física e sistemas acoplados de equações diferenciais parciais. O programa fornece um fluxo de trabalho unificado para aplicações elétricas, mecânicas, de fluidos, acústicas e químicas. Muitos trabalhos de pesquisa acadêmica utilizam o COMSOL 5.3[®] no desenvolvimento de projetos relacionados com a técnica das correntes parasitas (AOUKILI; KHAMLICHI, 2016; MOHSENI *et al.*, 2020; NGUYEN; VO, 2020). O artigo de Santadrea e Bihan (2010) demonstrou a validade do COMSOL 5.3[®] para a modelagem e simulação da técnica das correntes parasitas (SANTANDREA; BIHAN, 2010). Como um exemplo disto, pode-se mencionar que na dissertação de Pereira (2014) foram projetados dois modelos de sensores, um para medição de condutividade elétrica e outro modelo para detecção de defeitos, sendo os parâmetros como número de voltas, altura e diâmetros das bobinas otimizados pelo *software* para se encontrar o modelo com maior sensibilidade de detecção (PEREIRA, 2014).

3. METODOLOGIA

O material como recebido foi fornecido com o tratamento T3 na liga 2024. A Figura 21 apresenta um fluxograma que expõe de forma sucinta o que será abordado progressivamente neste capítulo.

Figura 20 – Fluxograma da metodologia.



Fonte: Autor.

3.1. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 2024

A partir do material como recebido foram preparados quatro grupos de amostras: A, B, C e D. Na Tabela 5 são mostrados os grupos na primeira coluna, enquanto na segunda se indicam as dimensões físicas de cada amostra dos quatro grupos. Na terceira coluna se especifica o tratamento térmico que cada uma das amostras recebeu, referindo-se como “envelhecimento interrompido” ao tratamento térmico de envelhecimento artificial descontinuado em tempos de uma hora até o término das nove horas de tratamento, enquanto o “envelhecimento *In-Situ*” diz

respeito à análise contínua da amostra durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial. Na quarta coluna se apresenta o número de amostras de cada um dos grupos e, na quinta, as análises realizadas com cada uma destas amostras.

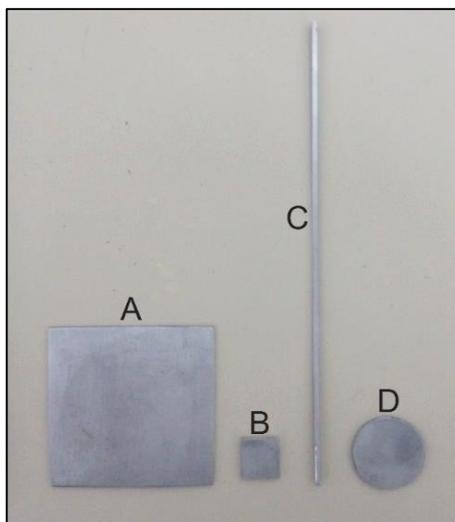
Tabela 5 – Amostras: dimensões, estado, número e análises realizadas.

Grupo	Dimensões	Estado	Amostras	Análises
A	25 cm ² x 2,5 mm	Envelhecimento	3	Correntes parasitas.
		Como recebido	3	Raio X.
B	400 mm ² x 2,5 mm	Como recebido; Solubilizada; Envelhecimento interrompido	27	Dureza e análises de imagem.
		Como recebido	3	
C	4 mm ² x 170 mm	Solubilizado	6(3 _{Env. int.} +3 _{In-sit.})	Método quatro fios.
		Envelhecimento interrompido	3 _{Env. int.}	
		Envelhecimento In-Situ	3 _{In-situ}	
D	Ø30 mm x 2,5 mm	Como recebido.	6	Composição química.

Fonte: Autor.

A Figura 21 apresenta a fotografia tirada no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) das amostras dos grupos A, B, C e D inicialmente preparadas para seus ensaios e análises respectivas. As amostras foram polidas e posteriormente ajustadas para às análises de caracterização.

Figura 21 – Preparação das amostras para análise dos grupos A, B, C e D.



Fonte: Autor.

3.1.1. Composição química

A análise de elementos químicos foi realizada por espectrometria de emissão óptica com o equipamento conhecido como analisador de metais, marca Brucker, modelo Q2 ION. Realizou-se a média de seis medidas de composição química das amostras do material como recebido da liga 2024.

3.1.2. Microdureza

As análises de microdureza foram realizadas com a carga de 0,3 kgf com tempo de 20 s no microdurômetro modelo 1600-6100 marca *Buehler*. Foram realizadas seis medições nas amostras nas condições como recebido e nos diferentes estados de tratamento térmico.

3.1.3. Metalografia

As amostras polidas foram atacadas com reagente Keller por 15 s. As imagens das análises metalográficas foram obtidas com um microscópio ótico. Para análise das relações microestruturais, tais como o tamanho de grão e de precipitados, se empregou o *software* ImageJ.

3.1.4. Microscopia Eletrônica de Varredura

Para a análise das amostras foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura configurado em 20 kV. A caracterização da composição de precipitados encontrados nas amostras como recebido, foi realizada por Espectrometria de Raios-X por Dispersão de Energia (EDS), ferramenta contida no Microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3.1.5. Condutividade elétrica

A condutividade elétrica da amostra como recebida foi medida com o método dos quatro fios na temperatura de 23,5 °C. A resposta obtida foi convertida para %IACS.

3.2. TRATAMENTO TÉRMICO

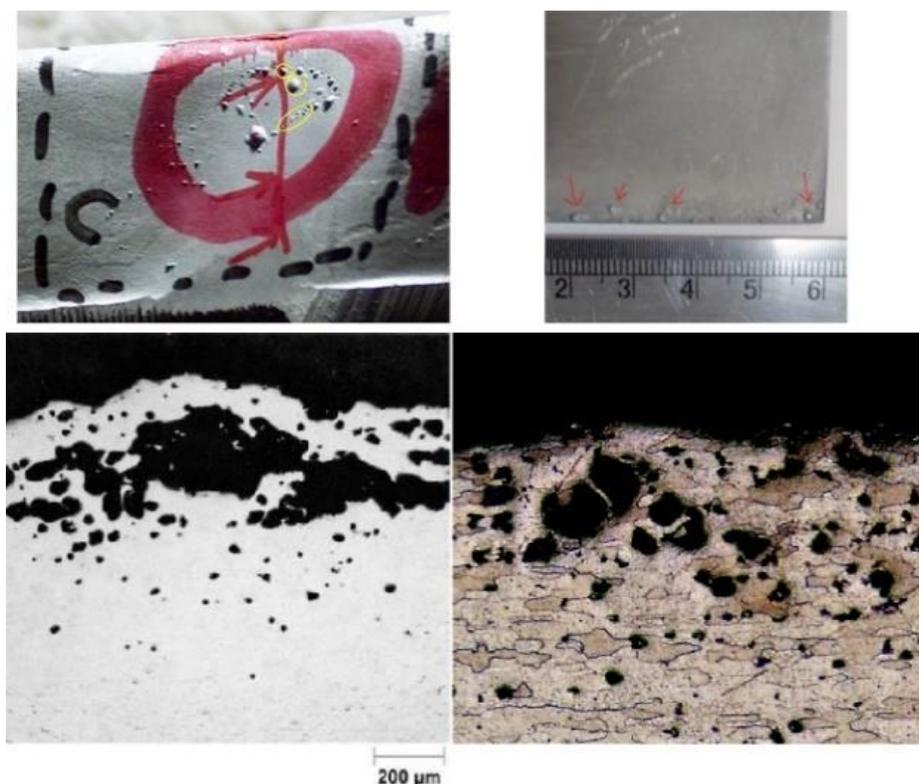
Para realizar a caracterização da solubilização e do posterior tratamento térmico de envelhecimento artificial, os grupos A, B e C seguiram para estes processos, enquanto o grupo D foi mantido como recebido. São apresentados na subseção seguinte os parâmetros de temperatura e tempo selecionados na solubilização.

3.2.1. Solubilização

As amostras A, B e C passaram pelo processo de solubilização em forno mufla. Durante os ajustes de solubilização encontraram-se blisters nestas amostras, os quais provavelmente foram causados pela oxidação em alta temperatura. De acordo com Mackenzie (2018), isto ocorre pela difusão de hidrogênio em altas temperaturas, a qual afeta as camadas superficiais da liga de alumínio durante seu tratamento térmico. Esta condição pode ser resultado da contaminação da atmosfera do forno por umidade, a qual algumas vezes pode ser agravada pelo enxofre ou outra contaminação refratária do forno: a umidade em contato com o alumínio em altas temperaturas serve como fonte de hidrogênio nascente, o qual se difunde no metal e

provoca tais blisters. A Figura 22 compara os blisters encontrados durante a preparação das amostras para a realização deste trabalho e aqueles reportados pela literatura.

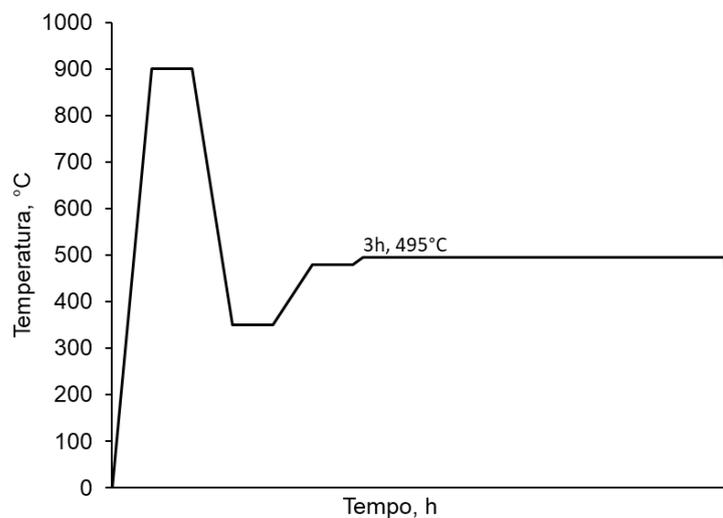
Figura 22 – Comparação dos blisters encontrados após o processo de solubilização de ligas de alumínio.



Fonte: Imagens à esquerda de Mackenzie (2018) e imagens à direita obtidas pelo autor.

Devido a isto algumas precauções foram tomadas. A preparação do forno para o tratamento térmico se inicia com a remoção da umidade deste como fruto do aumento de sua temperatura a 900 °C durante trinta minutos. A colocação das amostras no forno se inicia após isto, quando este está aquecido a 350 °C, temperatura a qual é mantida por cinco minutos. Depois disto o forno é aquecido a 480 °C por 20 min, após os quais a temperatura é elevada à 495 °C, temperatura de solubilização, a qual foi mantida durante mais 3 h de tratamento térmico. Ao final deste período as amostras foram resfriadas em água à 60 °C para que não se produzam trincas e empenados, sendo que o intervalo para iniciar o resfriamento é de no máximo 10 s após a retirada do forno. A Figura 23 mostra o ciclo do forno para o tratamento térmico de solubilização das amostras.

Figura 23 – Etapas do tratamento térmico de solubilização.



parâmetros geométricos e de configuração do sensor. Posteriormente foi empreendida a construção e a caracterização do sensor simulado.

Os parâmetros da bobina foram otimizados no sensor para maior variação no sinal de impedância mostrado como Eq. (27), Eq. (28) e Eq. (29), assumindo a lei de Ohm:

$$J_e = \frac{\sigma V_i}{2\pi r} \quad (27)$$

$$I_{coil} = \int_{\Omega} J_e dS \quad (28)$$

$$V_{coil} = \Sigma V_i \quad (29)$$

J_e é definido como densidade de corrente externa, onde σ é a condutividade elétrica, V_i é o potencial aplicado na volta da bobina, r é o raio transversal do fio. I_{coil} definido como corrente elétrica na bobina. A tensão total da bobina V_{coil} deve ser calculada como uma soma dos potenciais em cada volta.

3.4. MONITORAMENTO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO

O sensor foi configurado com o osciloscópio DSO-X3034, o qual foi ligado à bobina receptora. O gerador de função foi ajustado na frequência de 22 kHz e tensão de saída de 10 V, sendo conectado à bobina transmissora. Após a aferição do sensor, se adicionou a amostra e se calibrou a medição com a normalização nas condições do início da amostra solubilizada. A obtenção de dados foi realizada a cada 10 min, sendo realizadas as leituras da tensão de saída da bobina receptora e da diferença de fase entre a tensão da bobina transmissora e receptora.

Os aparatos empregados para a medição no monitoramento pela técnica das correntes parasitas foram os seguintes:

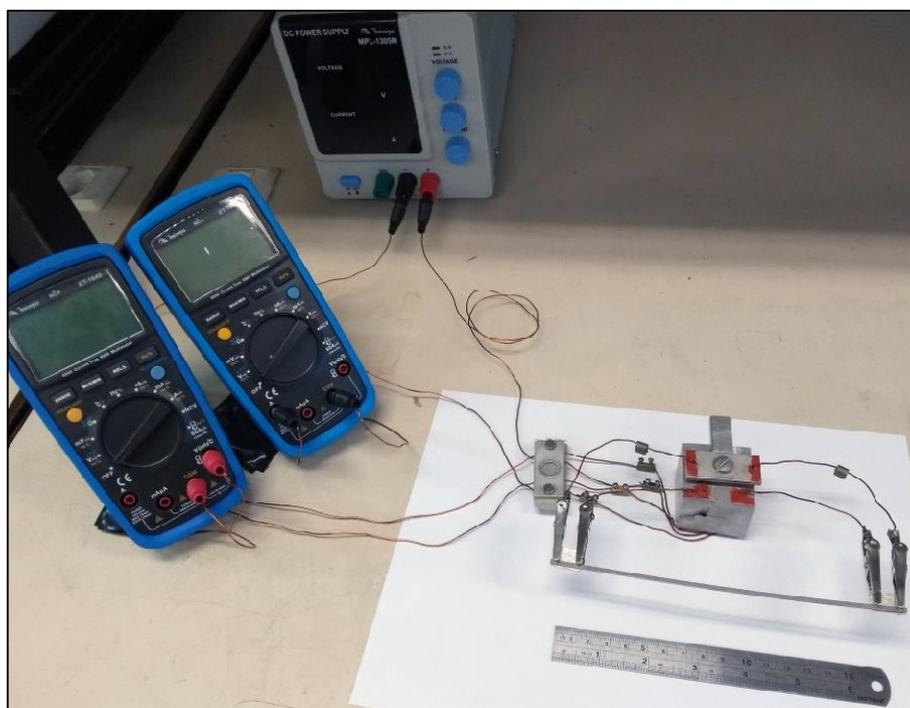
- Sensor de corrente parasita resistente ao calor;
- Osciloscópio DSO-X3034A, da marca Keysight;
- Gerador de função modelo 33521A, da marca Agilent;

$$\text{condutividade elétrica relativa}(t) = 1 - \frac{V}{V_n} \quad (30)$$

3.5. MÉTODO DOS QUATRO FIOS

Foram realizados dois tipos de ensaios para a medição da condutividade elétrica das amostras. O primeiro foi efetuado com aquelas que tiveram seu tratamento térmico interrompido, caracterizando o material conforme os diferentes tempos no qual o tratamento térmico de envelhecimento artificial foi descontinuado.

Figura 25 – Configuração para a medição de condutividade elétrica das amostras pelo método quatro fios.



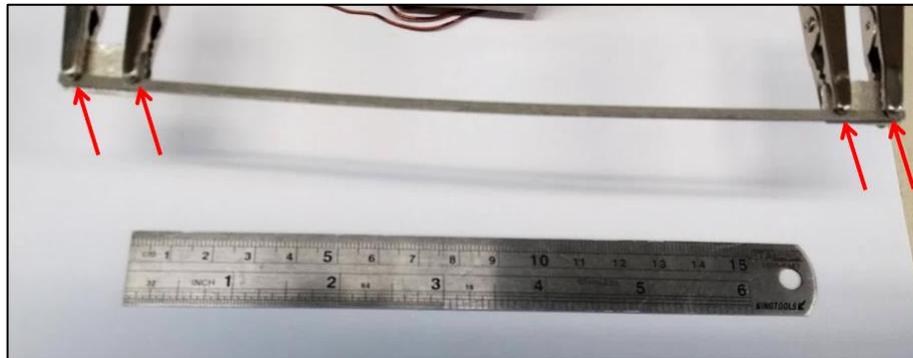
Fonte: Autor.

No segundo experimento, se monitorou o comportamento da condutividade elétrica das amostras durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial com relação à condição inicial destas amostras. Tanto no forno quanto fora dele foram empregados os mesmos aparatos, sendo aplicada uma corrente elétrica de 2,032 A nas extremidades da amostra e mensurada a queda de potencial. A Figura 25 retrata a configuração utilizada dentro e fora do forno para se aferir a condutividade elétrica das amostras.

Foram utilizados em tal configuração uma fonte DC modelo MPL-1305M da marca Minipa e dois multímetros modelo ET-1649 para medição de tensão. As amostras foram dimensionadas com o comprimento máximo de 170 mm devido à restrição de tamanho da parte interna do forno.

A Figura 26 apresenta em detalhes a região de contato entre o conector e a amostra. Na parte inferior foi colocado um isolante, e desta forma, as distâncias entre os conectores foram medidas a partir da parte superior.

Figura 26 – Contato entre os conectores e a amostra do ensaio de condutividade elétrica utilizando a técnica quatro fios.



Fonte: Autor.

Foi utilizado a condutividade elétrica relativa para o método quatro fios dentro do forno a 190 °C para comparar os resultados com o do sensor de correntes parasitas, para isso o cálculo considerado foi o da Eq. (32), onde σ_n é a medida de condutividade elétrica no tempo 0 h.

$$\text{condutividade elétrica relativa}(t) = \frac{\sigma}{\sigma_n} - 1 \quad (32)$$

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados da caracterização do material como recebido e os ensaios realizados no material com os tratamentos térmicos de solubilização e de envelhecimento artificial.

4.1. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO

Nesta subseção é apresentada e discutida a caracterização do material como recebido, na condição 2024-T3.

4.1.1. Composição química

Os resultados das 6 amostras analisadas são mostrados na Tabela 6. Eles indicam que os teores da composição química das amostras estão dentro da faixa tolerada para a liga 2024 segundo a The Aluminium Association (2015).

Tabela 6 – Resultado da análise da composição química das amostras (% peso).

%Cu	%Mg	%Mn	%Fe	%Si	%Zn	%Ti	%Cr
4,075	1,404	0,67	0,158	0,062	0,055	0,038	0,0055

Fonte: Autor.

A relação do teor em peso de cobre e magnésio é 2,9, o que indica que durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial haverá a precipitação das fases que proporcionam aumento de resistência mecânica à liga 2024, sendo a fase S' (Al₂CuMg) a principal responsável por este ganho (BANHART, 2016; DEROSE *et al.*, 2012; MACKENZIE, 2018; WANG; STARINK, 2005).

Para esta composição química a temperatura de dissociação total dos precipitados θ está acima de 500 °C. A 510 °C existe um ponto eutético próximo a 5% Cu e 1,5 % Mg na qual há a total dissociação das fases endurecedoras, muito embora a taxa de dissociação dos precipitados seja baixa e favoreça a fusão dos precipitados na matriz em um aquecimento rápido até esta temperatura, como no caso de uma oscilação na temperatura do forno (J. GILBERT KAUFMAN; ANDERSON; WERITZ, 2019; MACKENZIE, 2018).

4.1.2. Microdureza

Os ensaios de microdureza das amostras do material como recebido na condição 2024-T3 resultaram em 143 HV com desvio padrão de 0,67. O resultado mostra que a dureza está 6 HV acima do especificado (G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016).

4.1.3. Condutividade elétrica

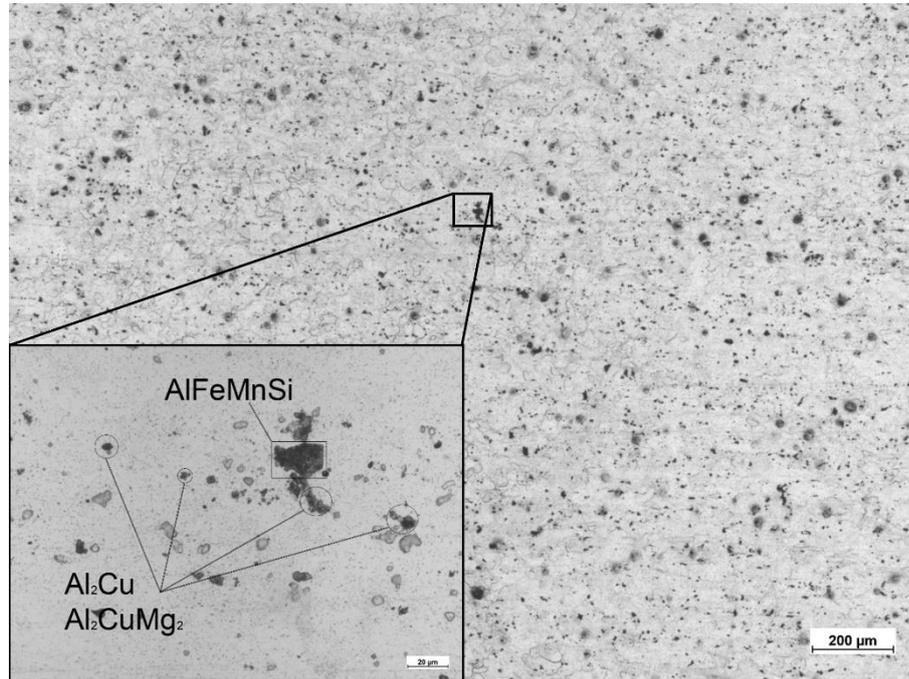
O resultado das análises de condutividade elétrica do material como recebido através do ensaio de três amostras do grupo C resultou no valor de 30,82% IACS com desvio padrão de 0,02, estando dentro da faixa de 28,5 a 32,5 %IACS designada para 2024-T3. (G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016). Este resultado mostra que a condutividade elétrica está 0,32 %IACS acima da média

4.1.4. Análise metalográfica

As metalografias do material como recebido indicam que ele possui uma microestrutura heterogênea na qual se fazem presentes muitas partículas finas e grosseiras. As partículas de segunda fase encontradas são sobretudo Al_2CuMg , Al_2Cu , AlFeMnSi e AlCuFeMnSi . Existem muitos precipitados aglomerados, estando os conjuntos destes precipitados distribuídos pelas regiões da matriz de alumínio; de acordo com a literatura, esses aglomerados são formados principalmente pelas fases coalescidas S e θ (ASATO, 2019; BANHART, 2016; DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; ESAREY, 1992; REKHA; BUPESH RAJA, 2017; SUBRAMANIYAN, 1989).

A Figura 27 apresenta a metalografia do material como recebido, apontando a região destacada para a presença das fases Al_2Cu e Al_2CuMg , que de acordo com outros trabalhos, têm formato arredondado e podem formar aglomerados, o que é observado em detalhe, diferente do que ocorre com a fase também destacada AlFeMnSi , que tem formato poligonal de faces retas (LIANG *et al.*, 2020).

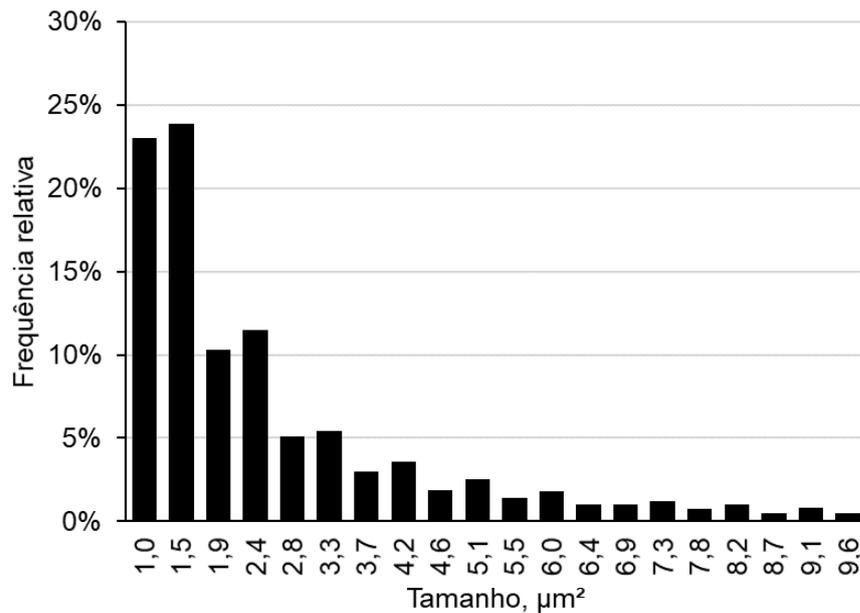
Figura 27 – Metalografia da amostra do material como recebido da liga 2024.



Fonte: Autor.

Foi realizada a análise de imagem destas metalografias do material como recebido através do *software* ImageJ, no qual foi empreendida a contagem de precipitados e a análise de seu tamanho, como é mostrado na Figura 28.

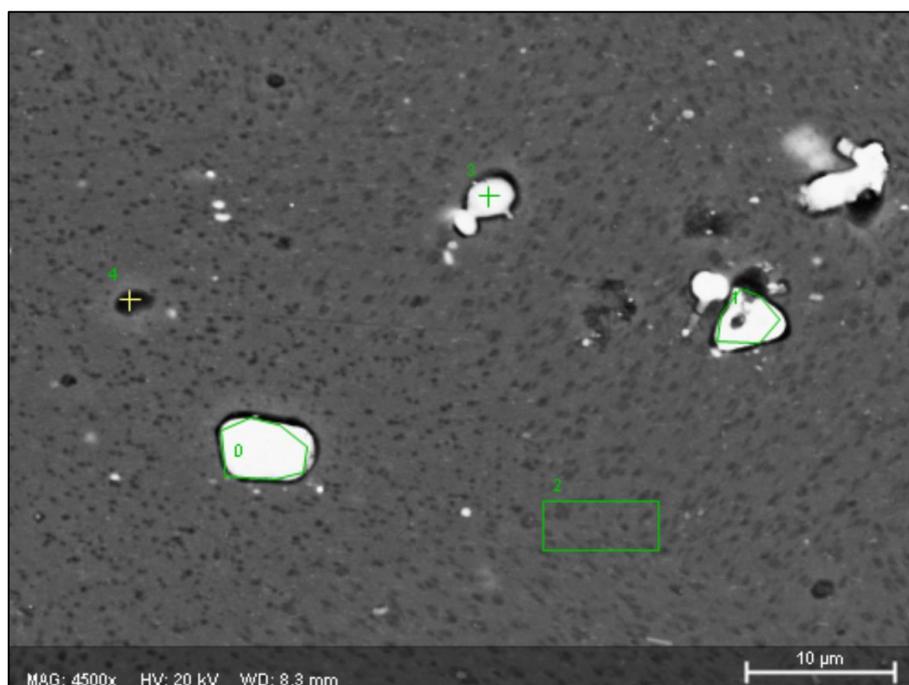
Figura 28 – Distribuição de tamanho das partículas encontradas nas amostras do material como recebido da liga 2024 na condição T3.



Fonte: Autor.

O resultado da análise de imagem das metalografias do material como recebido mostrou que as partículas menores concentram a maior frequência relativa de partículas, sendo a maioria destas menor que $5 \mu\text{m}^2$. Os precipitados acima de $1 \mu\text{m}^2$ cobrem 10% da superfície da amostra como recebido, enquanto as partículas menores que $1 \mu\text{m}$, consideradas dispersóides, correspondem a 5% da área total da superfície da amostra (DEROSE *et al.*, 2012). Nas imagens obtidas pela microscopia eletrônica de varredura das amostras da liga 2024 como recebida se observam diversos precipitados finos e dispersos pela matriz de alumínio. Uma destas imagens é apresentada na Figura 29.

Figura 29 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura de amostra da liga de alumínio 2024 como recebida com análises nas regiões 0, 1, 2, 3, e 4.



Fonte: Autor.

Na Tabela 7 são mostrados os resultados da microanálise por EDS da massa normalizada das regiões dos precipitados maiores demarcados e numerados na Figura 29, a incerteza nesta técnica é relevante. A partir de tais dados pode-se inferir que as regiões 0 e 1 possivelmente pertencem à fase Al_2CuMg , porém os precipitados encontrados são muito finos e, por causa disso, sobretudo o resultado da região 1 pode ter sido influenciado pela matriz de alumínio, o que elevou o teor deste metal na análise. O resultado da região 3 indica que esta é composta pela fase Al_2Cu , enquanto

o resultado da região 4 denota que esta possui uma composição química similar à encontrada na região 2.

Tabela 7 – Resultados da microanálise por EDS.

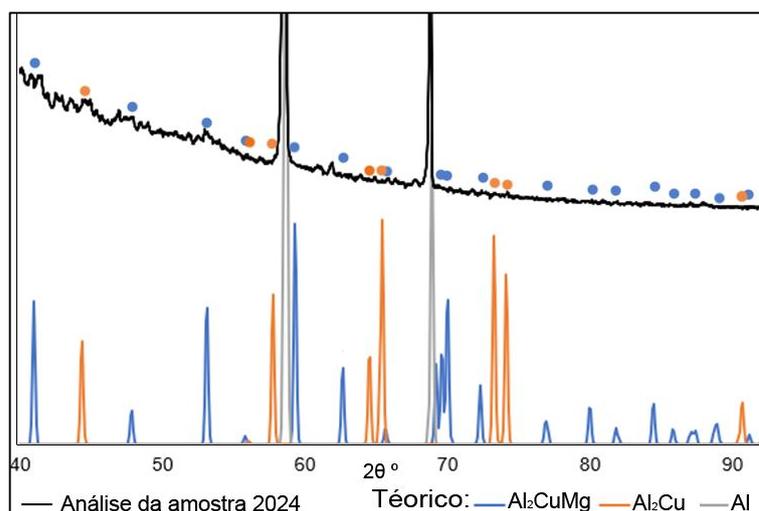
Ponto	Al (%peso)	Cu (%peso)	Mg (%peso)	Mn (%peso)
0	52,73	42,38	4,88	-
1	54,22	45,1	0,68	-
2	94,19	3,82	1,1	0,89
3	66,6	33,4	-	-
4	95,49	3,52	0,99	-

Fonte: Autor.

4.1.5. Análise de fases por difração de raios-X

A caracterização dos precipitados Al_2Cu e Al_2CuMg das amostras do material na condição como recibo pela análise de difração de raios-X em comparação ao difratograma teórico é mostrada na Figura 30.

Figura 30 1– Resultado da análise de difração de raios-X das amostras como recebido em relação ao difratograma teórico.



Fonte: Autor.

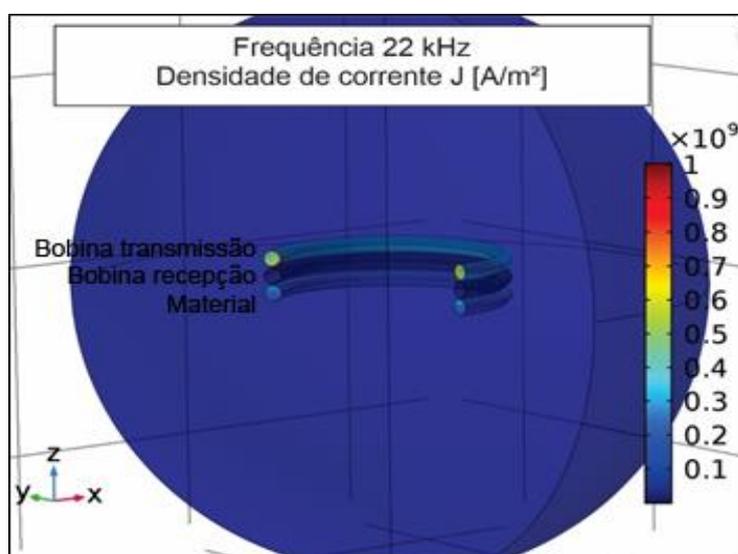
O resultado mostra que a configuração e os parâmetros escolhidos no equipamento de análise por difração de raios-X não foram satisfatórios para quantificar e identificar as fases, mas ainda assim é possível observar um indício de

alguns picos, embora eles não sejam suficientes para evidenciar a presença e as quantificação das fases.

4.2. PROJETO DO SENSOR

A configuração do sensor transmissão e recepção proposta na seção 2.6 foi validada no COMSOL 5.3[®] na mesma simulação, como pode ser observado na Figura 31 há uma ausência de corrente na bobina receptora.

Figura 31 –2 Validação da proposta do sensor transmissão/recepção pela técnica de correntes parasitas utilizando elementos finitos.

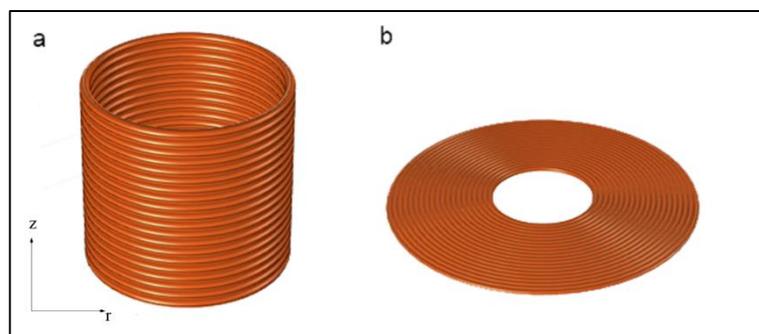


Fonte: autor.

A escolha dos modelos de sensor transmissão/recepção foi realizada a partir dos resultados das simulações feitas no *software* COMSOL 5.3[®] *Multiphysics* com as bobinas de recepção a) helicoidal e b) planar mostradas na Figura 32. A bobina escolhida foi a “b” pois ela apresentou a maior variação do sinal de impedância na amostra para os valores de condutividade elétrica mínimo e máximo da liga 2024 em uma varredura entre 20 kHz e 600 kHz (SAE INTERNATIONAL, 2016).

A geometria inicial dos sensores foi projetada para se obter uma alta reatância indutiva em relação à resistividade da bobina de recepção. As configurações dos parâmetros iniciais escolhidos no *software* foram a variação do número de voltas, da espessura, da altura, do diâmetro do fio, do espaçamento entre os fios e do diâmetro interno do sensor, como mostrado na Tabela 8.

Figura 32 –3 Modelos de bobinas de recepção projetados em simulação numérica no software COMSOL 5.3® para proposta de sensor. Em a) bobina helicoidal e em b) bobina planar.



Fonte: Autor.

A otimização da geometria da bobina de recepção com o intuito de se melhorar a leitura desta foi baseada no resultado do sinal de resposta da simulação, no qual se obteve uma comparação da maior faixa de variação do sinal de medição do sensor em relação às variações na geometria e configurações.

Tabela 8 – Configurações iniciais para a escolha da bobina na simulação.

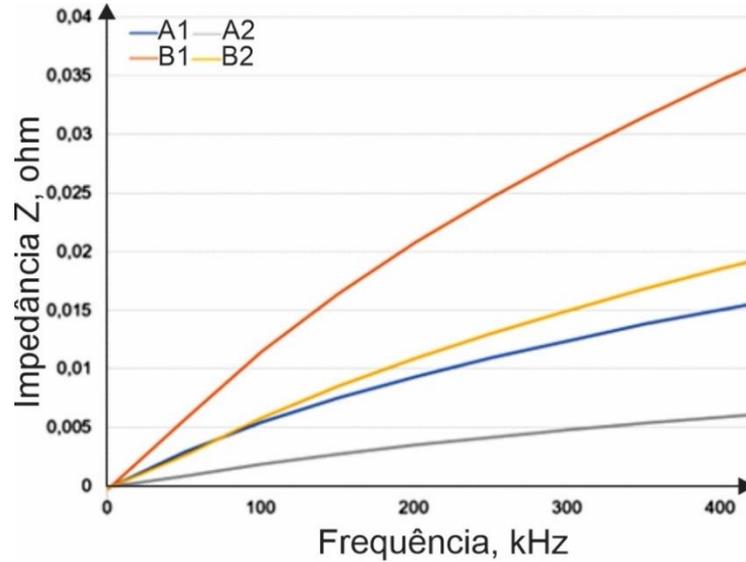
	Modelo A	Modelo B
Voltas	5 a 10	5 a 10
$\varnothing_{\text{interno}}$ (mm)	5 a 10	5 a 10
N_z	5 a 10	1
N_r	1	5 a 10
\varnothing_{fio} AWG	35	35

Fonte: Autor.

A Figura 33 mostra os resultados da simulação com os modelos de bobina A1 com 5 voltas no eixo Z ($N_z=5$), A2 com 10 voltas no eixo Z ($N_z=10$), B1 com 10 voltas no eixo r ($N_r=10$) e B2 com 5 voltas no eixo r ($N_r=5$). O eixo Z é perpendicular ao plano base das bobinas, ou seja, perpendicular a circunferência das bobinas, já o eixo r é paralelo ao plano da circunferência da bobina.

Na comparação dos modelos que obtiveram a melhor e a pior sensibilidade aos limites superior e inferior de variação da condutividade elétrica da liga 2024, as bobinas planares obtiveram os melhores resultados, sendo a melhor sensibilidade apresentada pela bobina B1. Assim, a otimização da bobina receptora foi realizada a partir deste modelo.

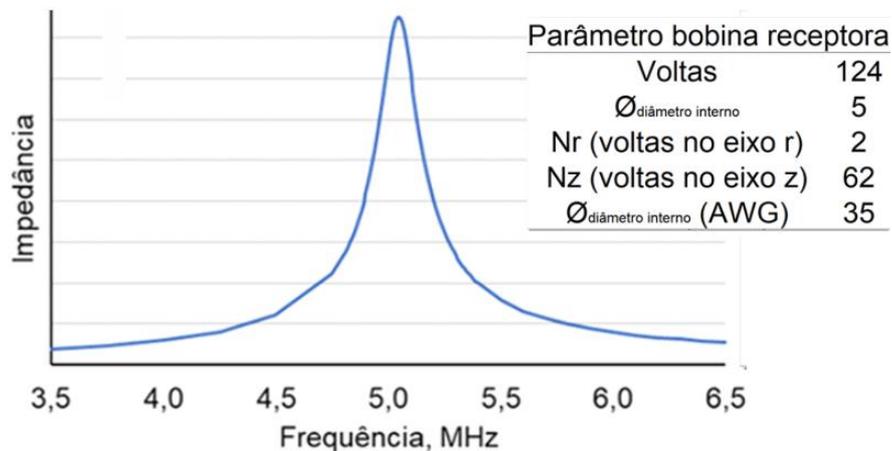
Figura 33 – Resultados da variação da impedância extraídos do *software* COMSOL 5.3[®] obtidos da simulação dos modelos de bobina tendo como variáveis o diâmetro interno, o número de voltas, a condutividade elétrica e frequência. Modelos A1, B1 e B2 referentes a melhor e pior resposta.



Fonte: Autor.

A configuração de recepção foi otimizada para se obter uma melhor relação entre ela e o conjunto montado com o transmissor e a amostra a uma temperatura de 190 °C. Na Figura 34 à esquerda se aponta que a ressonância da bobina receptora ocorreu em 5,02 MHz na curva de impedância; à direita é mostrado os parâmetros que foram dimensionados para esta bobina receptora em sua otimização através do *software* COMSOL 5.3[®] *Multiphysics*.

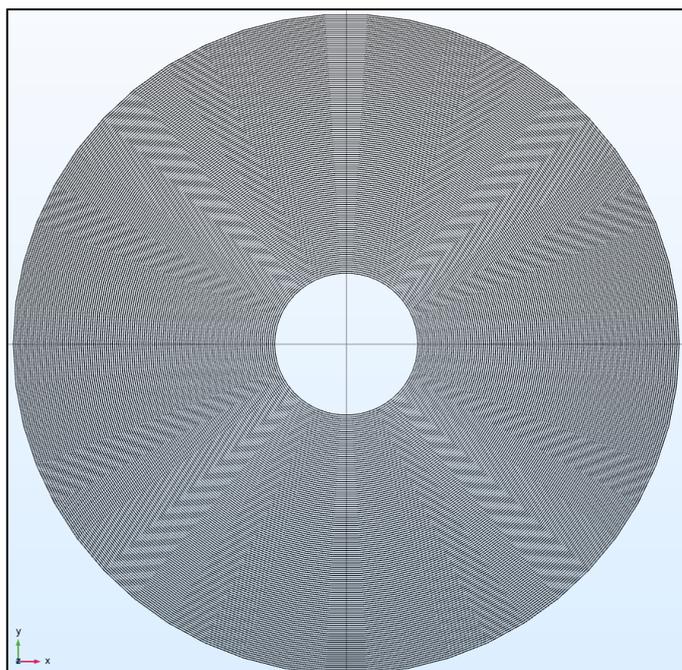
Figura 34 – Curva de impedância e parâmetros da bobina receptora resultantes da otimização no COMSOL 5.3[®].



Fonte: Autor.

A Figura 35 é uma imagem obtida no *software* COMSOL 5.3® que mostra a vista de topo da bobina receptora otimizada, sendo que a partir deste modelo simulado, foi construída a bobina receptora do sensor que usa a técnica das correntes parasitas para o controle *In-Situ* do tratamento térmico da liga 2024.

Figura 35 – Vista de topo do desenho da bobina receptora projetada e otimizada por simulação numérica.



Fonte: Autor.

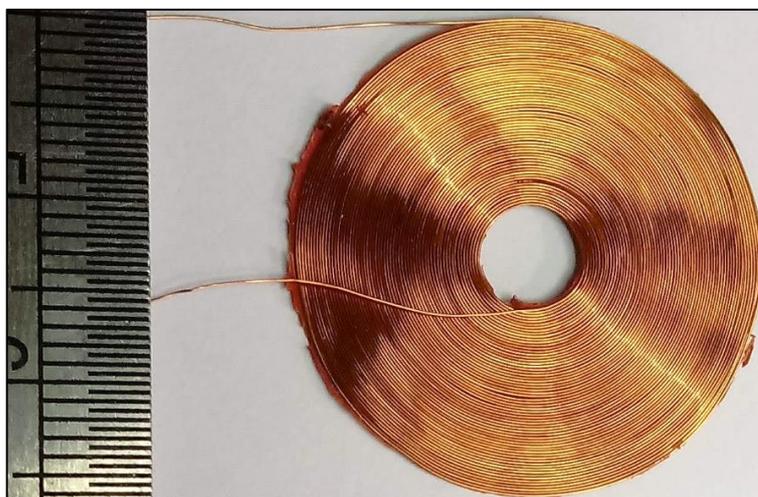
Após a otimização da bobina receptora, foi adicionada à simulação a bobina transmissora, a qual também foi otimizada em suas dimensões para se encontrar uma configuração ótima em relação à sensibilidade no experimento de controle de tratamento térmico.

4.2.1. Construção do sensor

O sensor planar utilizado neste trabalho foi construído manualmente e tem a configuração transmissão-recepção. A bobina receptora foi feita utilizando fio AWG 35 resinado. Possui duas camadas com 62 voltas cada, têm altura de 0,4 mm e diâmetro interno de 5 mm, conforme o resultado da simulação realizada no *software* COMSOL

5.3[®] *Multiphysics*. Na Figura 36 tem-se a bobina de recepção projetada no *software* COMSOL 5.3[®] *Multiphysics*.

Figura 36 – Primeira de duas camadas da bobina de recepção construída manualmente com fio AWG 35, 64 voltas de acordo com a otimização obtida por simulação.



Fonte: Autor.

A bobina transmissora foi construída com fio AWG 20 resinado e possui diâmetro interno de 5 mm. Esta bobina transmissora é representada na Figura 37. Assim como a bobina receptora, a bobina transmissora foi revestida por silicone resistente à altas temperaturas com vistas a manter a integridade da estrutura da bobina.

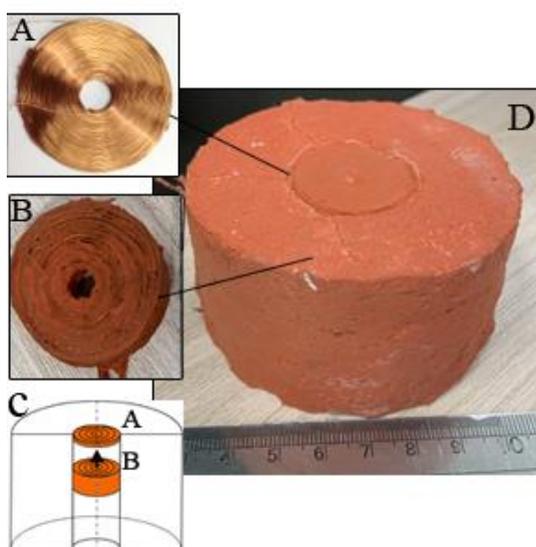
Figura 37 – Bobina de transmissão construída com AWG 20 resinado e com silicone para alta temperatura.



Fonte: Autor.

Ambas as bobinas são inseridas em um suporte que foi construído especificamente para dar forma ao sensor constituído por tais bobinas e permitir o acoplamento em tal sensor da amostra a ser nele testada. Este suporte é feito de argamassa refratária, a qual foi coberta com silicone resistente à altas temperaturas.

Figura 38 – Sensor montado, em A a bobina receptora, em B a bobina transmissora e em C o modelo de montagem do sensor e em D o sensor montado no suporte feito de argamassa refratária e silicone para alta temperatura.



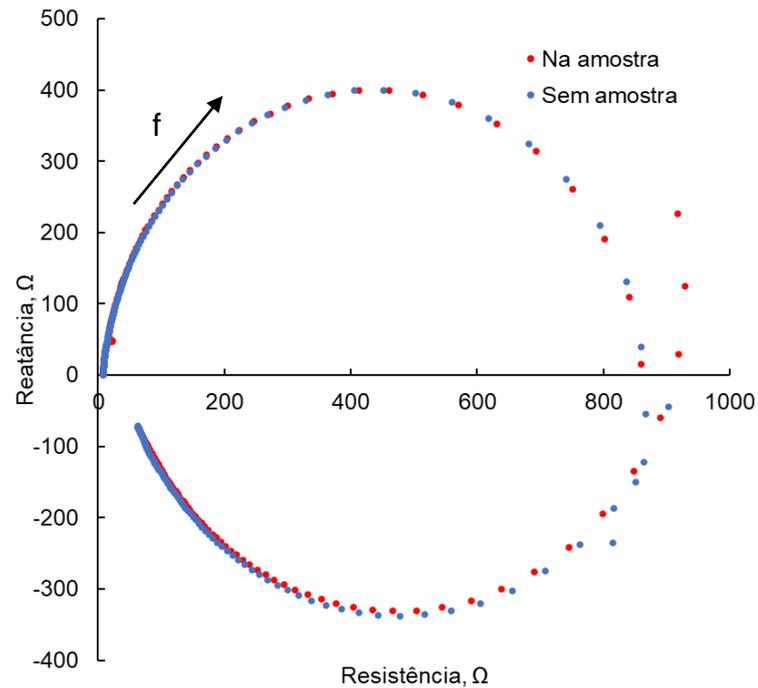
Fonte: Autor.

A Figura 38 D apresenta o suporte com sensor já montado. A bobina de recepção A está em cima da bobina de transmissão B, o esquema de acoplamento está mostrado em C.

4.2.2. Caracterização do sensor

A Figura 39 apresenta a curva no plano de impedância do sensor no ar e no material em análise ao se variar a frequência de 20 kHz até 10 MHz. Os dados apresentados permitem assinalar que o efeito de proximidade aumenta conforme o aumento da frequência.

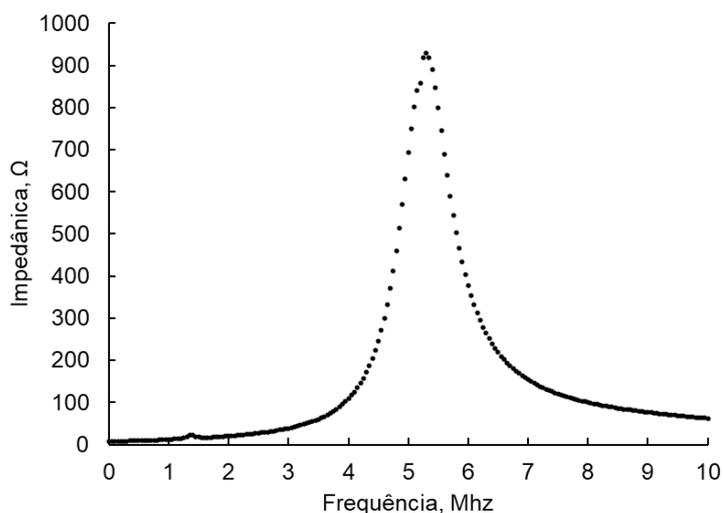
Figura 39 – Plano de impedância da bobina receptora do sensor.



Fonte: Autor.

As medições com o sensor foram realizadas sem qualquer variação de proximidade entre este e a amostra haja vista que, tanto o sensor quanto a amostra nele testada, se mantêm acopladas ao suporte fixo durante todo o período de tratamento térmico. A Figura 40 apresenta o comportamento da curva de impedância da bobina receptora acoplada ao sensor. Entre a faixa de 20 Hz e 10 MHz, a bobina receptora apresentou a ressonância na frequência de 5,35 MHz, o que representa uma diferença de 0,33 MHz comparado com o valor obtido com a simulação. Assim, na variação da leitura, valor de impedância pode ser considerado como um indicativo da sensibilidade do sensor. Porém, diferente em outros ensaios nos quais a variação da proximidade durante as medições deve ser levada em consideração.

Figura 40 – Curva de impedância da bobina receptora analisada no equipamento de impedância.



Fonte: Autor.

4.3. CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE

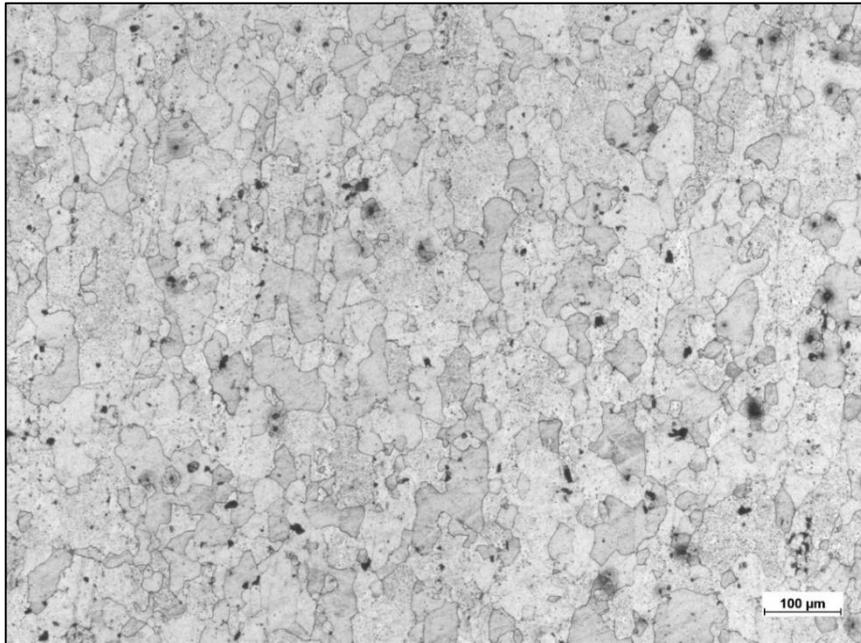
Nesta subseção, são apresentadas as caracterizações das amostras tratadas termicamente no tocante às suas: metalografias, microdurezas e condutividade elétricas.

4.3.1. Análise metalográfica

Na Figura 41 é possível perceber a dissolução dos precipitados como resultado do tratamento térmico de solubilização. Apesar da notável diminuição do número de precipitados grosseiros, ainda assim é possível observar a presença de alguns. Além disso, diversos precipitados finos estão dispersos pela matriz de alumínio. Três possíveis causas podem ser as responsáveis por isto: envelhecimento natural, resfriamento/intervalo de tempo para se iniciar o resfriamento e curto tempo de solubilização (LIANG *et al.*, 2020). Por outro lado, não foram encontradas regiões com aglomerados das fases S e θ , os quais são característicos do envelhecimento natural. Desta forma se pode afirmar que o tempo 3 h de solubilização com resfriamento em água atingiu o objetivo, ou seja, se presenciou a solubilização das fases endurecedoras (BANHART, 2016; LIANG *et al.*, 2020; REIS *et al.*, 2012).

A Figura 42 mostra a comparação da frequência relativa dos precipitados conforme seu tamanho no material nas condições como recebido (T3) e solubilizado (W); os dados presentes indicam que, além da dissolução, ocorre a diminuição do tamanho dos precipitados, o que levou ao deslocamento das colunas para esquerda.

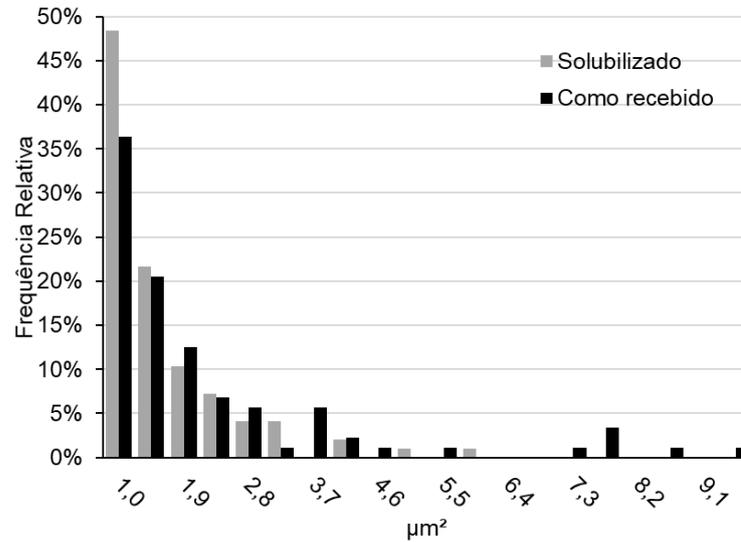
Figura 41 – Metalografia da amostra após o tratamento térmico de solubilização.



Fonte: Autor.

Na Figura 43 são apresentadas as metalografias das amostras cujo processo de envelhecimento artificial foi interrompido em 2 h em a), 4 h em b), 6 h em c) e 8 h em d) além da metalografia daquela amostra que foi superenvelhecida por 3 h a 415 °C.

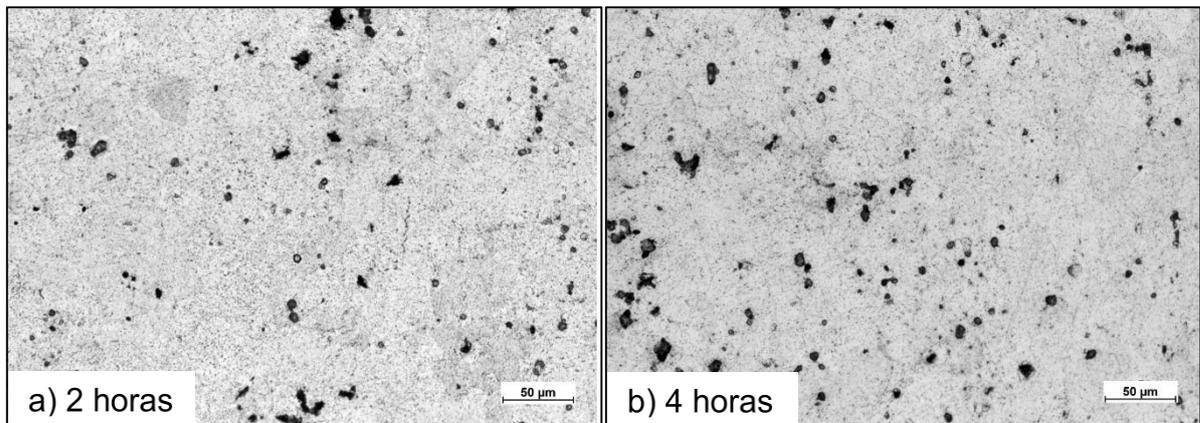
Figura 42 – Distribuição dos precipitados conforme seus tamanhos nas amostras nas condições como recebido e solubilizadas.

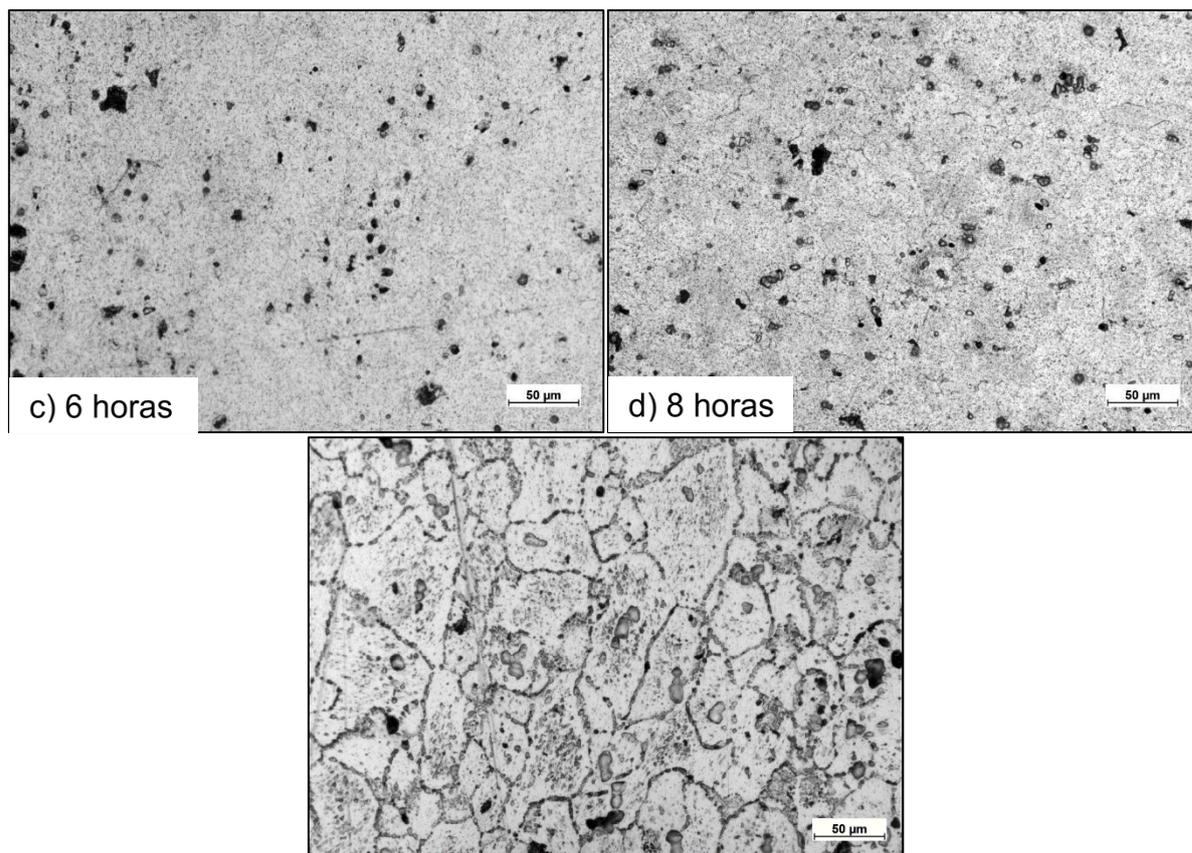


Fonte: Autor.

As microestruturas das amostras cujo tratamento térmico de envelhecimento artificial foi interrompido são apresentadas na Figura 43. As imagens mostram que a evolução microestrutural pelo tratamento térmico foi bastante sutil, ou seja, não se observaram mudanças significativas entre estas metalografias, sendo difícil notar o crescimento dos precipitados utilizando esta técnica, muito embora com o superenvelhecimento seja notório o coalescimento das fases presentes.

Figura 43 – Metalografias das amostras cujo envelhecimento artificial foi interrompido nos tempos de 2 h (a), 4 h (b), 6 h (c) e 8 h (d), bem como da superenvelhecida por 3 h a 415 °C em (e).





Fonte: Autor.

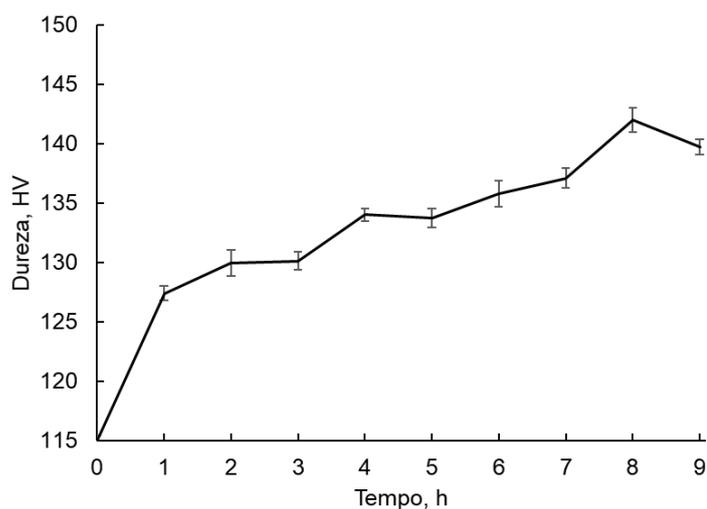
Era esperado que o superenvelhecimento na temperatura de 415 °C por três horas promovesse o equilíbrio do sistema, ou seja, que este obtivesse energia termodinâmica para precipitar e manter o equilíbrio (MACKENZIE, 2016), o que foi observado a partir do grande número de precipitados nos contornos de grão. Já o envelhecimento artificial por 9 h à 190 °C não fez com que os precipitados da liga coalescessem, dado que a dureza não diminui neste tempo analisado do experimento.

4.3.2. Microdureza

A curva de microdureza das amostras com tratamento térmico de envelhecimento artificial interrompido é mostrada na Figura 44. É esperado que no envelhecimento artificial a 190 °C o ganho de dureza apresentado na curva esteja associado à distribuição das fases endurecedoras de S', sobretudo Al₂CuMg (BANHART, 2016; DEROSE *et al.*, 2012; DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; ESAREY, 1992; G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE, 2016; LIANG *et al.*, 2020; WANG; STARINK, 2005). A evolução da microdureza no intervalo de tempo de até

9 h pode ser traçada como uma curva com um ou mais picos (BANHART, 2016). O baixo desvio padrão de todo o conjunto de medições realizadas promoveu uma baixa dispersão em cada ponto da curva de microdureza.

Figura 44 – Curva de microdureza das amostras cujo tratamento térmico de envelhecimento artificial foi interrompido.



Fonte: Autor.

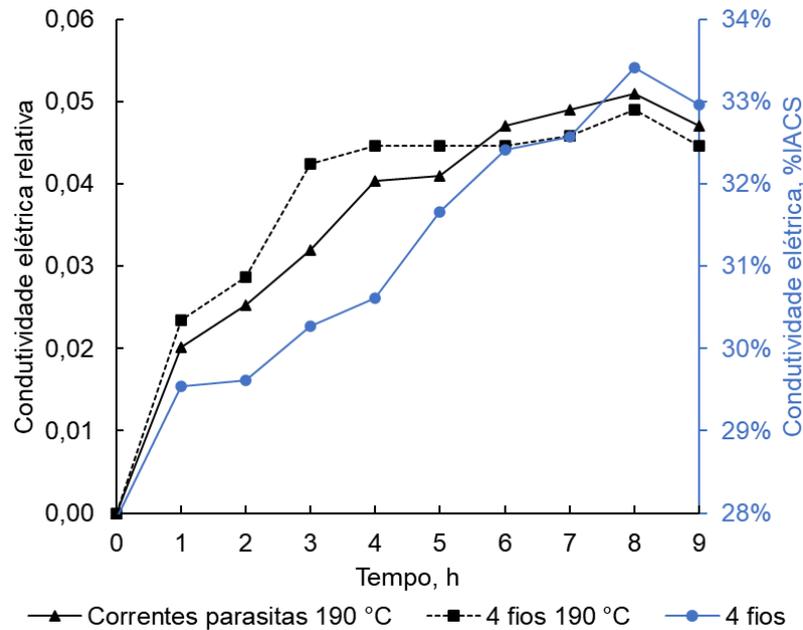
Os resultados das medições de microdureza revelam como a resistência mecânica da liga 2024 aumenta gradualmente conforme o transcorrer do processo de envelhecimento artificial. Na primeira hora de tratamento térmico a dureza aumentou significativamente, como também é observado nos trabalhos de Tariq *et al.* (2012), Oliveira *et al.* (2018) e Banhart (2018), o que se dá como fruto do aumento da formação da fase Al_2CuMg . A variação da microdureza em função do tempo de envelhecimento artificial mostrou uma diminuição no ritmo de crescimento a partir de 2 h, o que pode estar associado às fases intermediárias de Al_2Cu e Al_2CuMg . A microdureza máxima encontrada pelas medições foi de 142 HV, o que se deu após 8 h de tratamento térmico.

4.3.3. Condutividade elétrica

A Figura 45 apresenta os resultados das três curvas de condutividade elétrica da liga 2024 dada a variação do tempo de seu tratamento térmico de envelhecimento artificial. As curvas “Correntes parasitas” e “Quatro fios 190 °C” mostram o

comportamento da condutividade elétrica relativa durante o tratamento térmico, enquanto a “Quatro fios 23,5 °C” apresenta o resultado do comportamento da condutividade elétrica referente ao tratamento térmico interrompido, com as medições sendo realizadas na temperatura de 23,5 °C.

Figura 45 – Curvas de condutividade elétrica da liga 2024 dados os tempos de seu tratamento térmico de envelhecimento artificial.



Fonte: Autor.

A condutividade elétrica relativa é normalizada pela condição inicial prévia ao tratamento térmico de envelhecimento artificial, ou seja, para o sensor como $1-V/V_n$ e para o quatro fio a 190 °C como (σ/σ_n-1) , onde V_n e σ_n são os valores da primeira leitura, ou seja, no tempo 0 h. A variação da condutividade elétrica da liga 2024 durante seu envelhecimento artificial à 190 °C está relacionada à maneira como os elementos Cu e Mg estão organizados na microestrutura da liga e como isso afeta o eletrospalhamento (BOAG *et al.*, 2009; MACKENZIE, 2018; REIS *et al.*, 2012; STASZCZYK; SAWICKI; ADAMCZYK-CIESLAK, 2019). Enquanto na primeira hora de tratamento térmico é observado um aumento pronunciado da condutividade elétrica da liga, a partir da segunda hora se verifica uma diminuição do gradiente, sendo esse comportamento provavelmente vinculado à perda de soluto para a formação dos precipitados (JUNHO *et al.*, 2018b; LIANG *et al.*, 2020; MUELLER; CARNEY; MIXSON, 2018; REIS *et al.*, 2012; TARIQ; NAZ; BALOCH, 2012). Isso vem de

encontro ao verificado por Hintalla (1937), que afirma que a condutividade elétrica aumenta rapidamente com a diminuição de cobre em solução, muito embora esse aumento se torne cada vez menor com teores mais baixos de cobre na solução, o que é ocasionado pelos mecanismos de difusão e também pelo aumento dos precipitados que contribuem para o eletroespalhamento (HINTALLA, 1937).

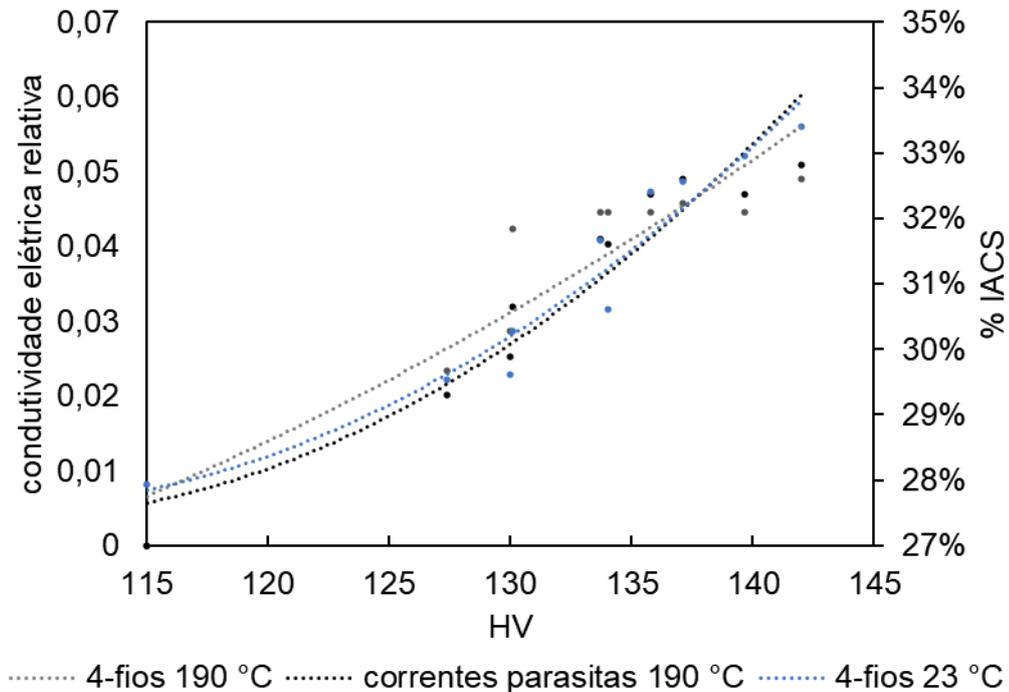
No monitoramento com o método das correntes parasitas a temperatura do sensor influenciaria o sinal deste devido principalmente à resistência ôhmica do fio do enrolamento, efeito este que foi eliminado se usando-se um sistema com bobinas de transmissão e recepção separadas (HAN *et al.*, 2019). O efeito de variação de proximidade não afetou os resultados, pois a amostra e o sensor se mantiveram estáticos durante todo o experimento, mesma prática utilizada por Esarey (1992). Na primeira hora de monitoramento *In-Situ* do tratamento térmico pelo método das correntes parasitas se verificou um rápido aumento da condutividade elétrica da liga 2024, após a qual se presenciou a redução da taxa desse aumento, comportamento bastante similar ao experimento realizado fora do forno. Isto também foi verificado pelo monitoramento *In-Situ* do tratamento térmico com o método dos quatro fios a 190 °C. A curva de microdureza apresentou um pico considerável em 8 h, porém de acordo com os resultados na literatura existe a possibilidade de que a microdureza continue aumentando após as nove horas de tratamento térmico de envelhecimento artificial (BANHART, 2016).

Assim, a condutividade elétrica da liga 2024 aumenta dado o decorrer de seu tratamento térmico de envelhecimento artificial. Isto se dá pois, à medida que os precipitados estão crescendo e assim reduzindo o conteúdo de soluto da matriz, o que normalmente aumenta o caminho livre de elétrons nesta, isto resulta no aumento da condutividade não apenas pelo aumento da pureza da matriz (DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; PADILHA; PEREIRA, 2009), mas também pela baixa influência das partículas de segunda fase que se formam e crescem gerando distorções no retículo e que reduzam a condutividade apenas de forma localizada em suas vizinhanças. Os aglomerados de Al_2Cu e Al_2CuMg geram, dentro da primeira hora de tratamento térmico, um máximo de resistividade anômala devido ao aumento da dispersão de elétrons, haja vista que a maioria destes aglomerados mede aproximadamente 1 nm (DUMITRASCHKEWITZ *et al.*, 2018; HE *et al.*, 2018; MACKENZIE, 2018).

A Figura 46 apresenta a regressão linear que relaciona as curvas de condutividade elétrica com a microdureza da liga 2024 durante seu tratamento térmico

de envelhecimento artificial. Contudo, pode ser observar pontos afastados da tendência, isso pode ser descrito como o comportamento análogo as propriedades, ou poderia ser um fator relacionado a sensibilidade das técnicas a ser aprimorado.

Figura 46 – Relação entre as curvas de microdureza e de condutividade elétrica.



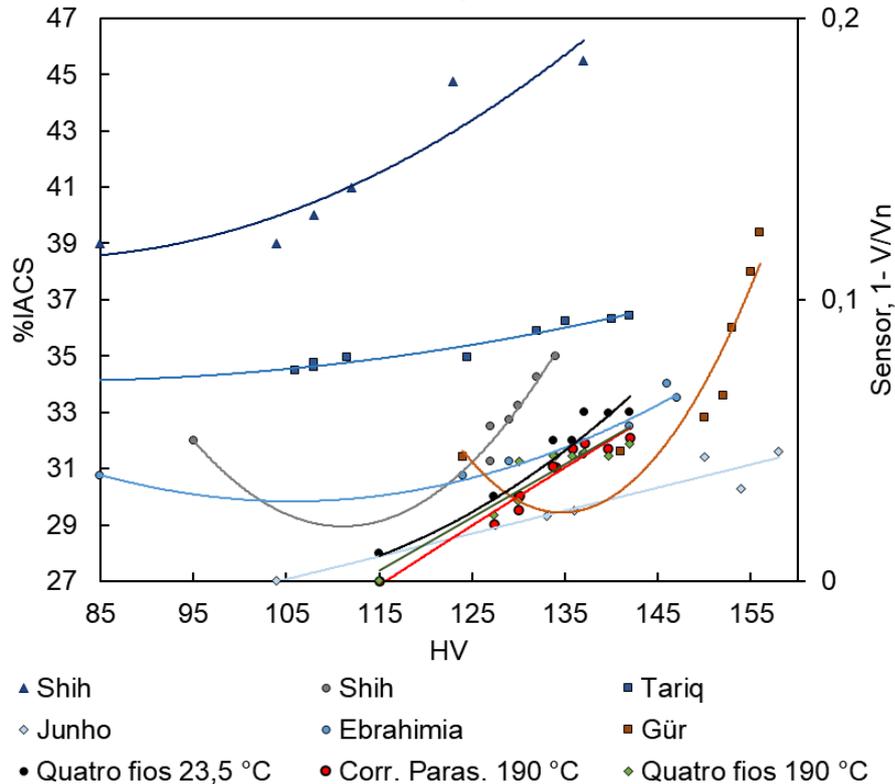
Fonte: Autor.

Na Figura 47 mostra os dados encontrados na literatura com os resultados obtidos, e assim mostra as relações entre a microdureza e a condutividade elétrica da liga 2024 e de outros autores, demonstrando a discrepância nos resultados, porém os resultados analisados na temperatura de 190 °C apresentam proximidade com os resultados obtidos na temperatura ambiente.

As curvas de condutividade elétrica relativa da liga 2024, no transcorrer do tratamento térmico de envelhecimento artificial, apresentaram um crescimento semelhante ao da curva de microdureza. Embora, os experimentos mencionados na literatura não tenham uma excelente regressão linear, o método dos quatro fios mostrou menos influência de meios externos, tais como campos magnéticos, além de não necessitar de projetos e otimização de parâmetros, dependendo apenas da precisão do equipamento de medição. Enquanto isto, uma das vantagens observadas pelo método das correntes parasitas é não necessitar contato direto com a amostra,

já que o contato do método dos quatro fios pode sofrer corrosão ao longo do tempo, a qual pode produzir uma camada superficial de óxidos com maior resistividade e, assim, interferir negativamente nas medições realizadas por este método.

Figura 47 – Dados de literatura e do autor descrevendo o comportamento da condutividade elétrica em relação a dureza.



Fonte: Autor e dados de (C.H.GÜR; YILDIZ, 1993; G.R. EBRAHIMIA; EZATPOUR, 1996; JUNHO *et al.*, 2018a; SHIH; HO; HUANG, 1996; TARIQ; NAZ; BALOCH, 2012).

A implementação do controle de condutividade elétrica nos fornos de tratamento térmico agregaria benefícios para setor industrial, pois as curvas de condutividade elétrica obtidas do material sendo tratado dentro do forno poderiam ser salvas como uma identificação do material para controle do cliente ou fornecedor. Além disso, com os avanços da indústria 4.0, as medidas de condutividade elétrica seriam facilmente introduzidas em um controlador que poderia ter tomadas de decisões com relação ao tempo ou inspeção *In-Situ* da qualidade do tratamento térmico e do material, até mesmo para rastreamento do defeito ou do material dentro processo.

Tomando como exemplo, um forno industrial que realize diariamente pelo menos um tratamento térmico de envelhecimento a 190 °C no tempo de 9 h em 10 t

de alguma liga de alumínio tratável termicamente, com um consumo de energia de 55 kWh/t (FILHO, 2000), considerando que no Brasil o custo médio da energia para o setor industrial seja 0,389 R\$/KWh (ANEEL, 2017), em um o custo seria de R\$ 693.198,00. Porém, se o sensor identificasse a resistência desejada em 20 min antes das 9 h teoricamente necessárias, esta detecção permitiria economizar R\$ 26.187,40 por ano. Através desse sensor, é presumível que lotes de uma empresa com célula de tratamentos térmico e que recebam eventualmente lotes de diferentes fornecedores e com diferentes condições iniciais de microestrutura prévia, seja possível remover do forno um destes lotes que tenha atingido as propriedades mecânicas desejadas antes do tempo predefinido proporcionando uma economia significativa de energia e custos associados. É importante salientar que, além desses benefícios, aumentaria a vida útil do forno.

A metodologia desenvolvida tem potencial de pesquisa para aplicação em qualquer outra liga tratável termicamente. Não se restringindo ao tratamento térmico de envelhecimento artificial, mas também podendo ser aplicada ao envelhecimento natural ou solubilização, dentre outros tratamentos passíveis de serem monitorados através da relação entre condutividade elétrica e evolução da microestrutura.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho propôs uma forma de aprimorar o controle de fornos de tratamento térmico ao se adicionar um controlador de monitoramento em tempo real capaz de indicar a condição microestrutural do material que está sendo tratado termicamente. Este método de inspeção do tratamento térmico, além de garantir as especificações relacionadas a qualidade do produto, promove a otimização do tempo de ciclo de processo, bem como uma melhor eficiência no consumo de energia. Baseado nisso, o presente estudo objetivou verificar a possibilidade de monitoramento da evolução da microestrutura e respectivos valores de dureza ao longo do tratamento térmico de envelhecimento artificial, através de medições de sua condutividade elétrica, usando como estudo de caso, a liga de alumínio 2024. Com base nos resultados dos estudos teóricos e experimentais deste trabalho e nas comparações realizadas com aqueles realizados pela literatura pode-se chegar às seguintes conclusões:

A composição química com as análises imagens das amostras na condição como recebidas apresentaram a microestrutura típica da 2024-T3 com a presença das fases endurecedoras θ e S de forma análoga à literatura. A condutividade elétrica e a dureza analisadas diminuíram 2,88 % IACS e 28 HV, respectivamente, no tratamento de solubilização. Com o material solubilizado, pôde-se analisar as curvas de condutividade elétrica e de dureza do tratamento de envelhecimento artificial a 190 °C e construir as curvas de dureza e condutividade elétrica. Em relação aos dados encontrados na literatura, as escolhas de tempos e temperatura foram apropriadas, pois apresentaram o comportamento de evolução de dureza e condutividade elétrica e precipitação.

A simulação numérica do sensor realizada utilizando o *software* COMSOL 5.3[®] forneceu a otimização dos parâmetros para construção do sensor, e assim a ressonância da bobina receptora construída obteve uma diferença de 0,33 MHz com a simulação. O software mostrou-se uma boa ferramenta no projeto de sensores que utilizam a técnica das correntes parasitas, assim como a possibilidade de se realizar interações com mais de um sensor e o material a serem analisados.

O experimento com o sensor empregado para monitorar a liga 2024 indicou que a condutividade elétrica relativa é uma ótima candidata para se controlar o tratamento térmico de envelhecimento artificial de ligas de alumínio tratáveis termicamente. As

curvas de monitoramento da condutividade elétrica das amostras desta liga pelo método dos quatro fios e pela técnica das correntes parasitas demonstraram que a condutividade aumenta continuamente com o tempo de envelhecimento estudado, o que se observa também com relação à microdureza, apresentando, ambas as variáveis uma correlação.

Através desta correlação encontrada entre a condutividade elétrica relativa e a microdureza é possível que, se determine o valor da dureza e possivelmente o valor da resistência mecânica através das equações que relacionam estas propriedades mecânicas. É possível a implementação desses sensores em controladores para utilização em fornos para monitoramento de tratamento térmico para maior qualidade e eficiência da gestão de energia.

REFERÊNCIAS

- ALLEY, P. B. S. Deviations from Matthiessen's Rule in Aluminum, Ti, and Copper Alloys. **Physical Review**, v. 116, n. 1954, p. 1954–1958, 1959.
- ANEEL. **Tarifas médias por classe de consumo e região**. 2017. Disponível em: <https://www.aneel.gov.br/dados/tarifas>. Acesso em: 4 jun. 2020.
- AOUKILI, A.; KHAMLICHI, A. Modeling an Eddy-Current Probe for Damage Detection of Surface Cracks in Metallic Parts. **Procedia Technology**, v. 22, p. 527-534, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.protcy.2016.01.112>. Acesso em: 10 nov. 2019
- ASATO, G. H. **Caracterização microestrutural e mecânica da liga aa2024 conformada por spray e processada termomecanicamente** 2019. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/11247>. Acesso em: 1 fev. 2020
- ASHBY, J. The Aluminium Legacy: the History of the Metal and its Role in Architecture. **The Construction History Society**, v. 15, n. 1999, p. 79–90, 2014.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 209: Alumínio e suas ligas – Composição química**. Rio de Janeiro: ABNT 2010.
- BANHART, J. Age Hardening of Aluminum Alloys. In: **Heat Treating of Nonferrous Alloys**. Metals Park, Ohio: ASM, 2016. p. 214-239, Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04e.a0006268>. Acesso em: 1 fev. 2020
- BELLUZZO, L. G. D. M.; FRISCHTAK, C.; LAPLANE, M. **Produção de Commodities e Desenvolvimento Econômico**, Campinas, UNICAMP, 2014.
- BÍRÓ, O.; KOCZKA, G.; PREIS, K. Finite element solution of nonlinear eddy current problems with periodic excitation and its industrial applications. **Applied Numerical Mathematics**, v. 79, p. 3-17, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.apnum.2013.04.007>. Acesso em: 1 fev. 2020
- BOAG, A. *et al.* How complex is the microstructure of AA2024-T3? **Corrosion Science**, v. 51, n. 8, p. 1565-1568, 2009. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.05.001>. Acesso em: 1 fev. 2020
- BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys**. Metals Park, Ohio: ASM, 1982.
- BRUCHWALD, O. *et al.* Non-destructive in situ monitoring of the microstructural development in high performance steel components during heat treatment. **Metallurgia Italiana**, v. 107, n. 11–12, p. 29–37, 2015.
- BRUNET, M. *et al.* Study of Post-World War II French Aeronautical Aluminium Alloy and Coatings: Historical and Materials Science Approach. **Studies in Conservation**, v. 65, n. 2, p. 103-117, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/00393630.2019>.

1610846. Acesso em: 1 jul. 2020

C.H.GÜR; YILDIZ, I. **Determining the Impact Toughness of Age-Hardened 2024 Al-Alloy by Nondestructive Measurements**. In: Proc. of the 16th World Conference. Montreal, Canada: NDT, 2004. Disponível em: <https://www.ndt.net/search/docs.php3?id=2293>. Acesso em: 1 fev. 2020

CAMPILHO, A. Medição de Impedância. In: **Instrumentação Eletrônica Métodos e Técnicas de medição**. FEUP, p. 153–186, 2000

CECCO, V. S.; DRUNEN, G. Van; SHARP, F. L. **Eddy Current Manual Volume 1: Test Method**. Chalk River, Ontario, Canada: AECL, 1981. Disponível em: http://www.iaea.org/inis/collection/NCLCollectionStore/_Public/15/061/15061786.pdf. Acesso em: 1 fev. 2020

DEROSE, J. A. *et al.* Microscopic and Macroscopic Characterisation of an Aerospace Aluminium Alloy (AA2024). **Witpress**, v. 6, p. 23–38, 2012. Disponível em: <https://www.witpress.com/Secure/elibrary/papers/9781845647520/9781845647520003FU1.pdf>. Acesso em: 1 fev. 2020

DRUDE, P. Zur Elektronentheorie der von. **Journal of Chemical Information and Modeling**, v. 53, n. 9, p. 1689-1699, 1889. Disponível em: <https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>. Acesso em: 1 fev. 2020

DUMITRASCHKEWITZ, P. *et al.* Clustering in Age-Hardenable Aluminum Alloys. **Advanced Engineering Materials**, v. 20, n. 10, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/adem.201800255>. Acesso em: 1 fev. 2020

ESAREY, J. G. **Continuous measurement of aging response in aluminum alloys by eddy current methods**. 1992. Dissertação Mech. Engineering Dept., Naval Postgraduate School, Monterey, California.

FILHO, J. M. Fornos elétricos. In: **Instalações elétrica industriais**. São Paulo: LTC, 2000.

G.E. TOTTEN AND D.S. MACKENZIE. Hardness and Electrical Conductivity Testing of Aluminum Alloys. In: **Heat Treating of Nonferrous Alloys**. Metals Park, Ohio: ASM 2016. p. 289-295. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04e.a0006289>. Acesso em: 1 fev. 2020

G.R. EBRAHIMIA; EZATPOUR, H. R. Effect of precipitation on the warm deformation behavior of AA2024 alloy. **Materials Science & Engineering A**, v. 681, p. 228–230, 1996. Disponível em: <https://studylib.net/doc/11655150/wear-mechanisms-of-nano--and-microcrystalline-tic-ni-base>. Acesso em: 1 fev. 2020

GARCÍA-MARTÍN, J.; GÓMEZ-GIL, J.; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, E. Non-destructive techniques based on eddy current testing. **Sensors**, v. 11, n. 3, p. 2525–2565, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/s110302525>. Acesso em: 1 fev. 2020

HAN, Y. *et al.* Comparative Study of Two Soil Conductivity Meters Based on the

Principle of Current-Voltage Four-Terminal Method. **IFAC-PapersOnLine**, v. 52, n. 30, p. 36–42, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2019.12.486>. Acesso em: 1 fev. 2020

HE, H. *et al.* Precipitation stages and reaction kinetics of AlMgSi alloys during the artificial aging process monitored by in-situ electrical resistivity measurement method. **Metals**, v. 8, n. 1, p. 13-17, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met8010039>. Acesso em: 1 fev. 2020

HEANEY, M. B. Electrical Conductivity and Resistivity. In: **Electrical Measurement Signal Processing, and Displays**. Boca Raton, Flórida: CRC Press, 2004. p. 1-14.

HEYING, B.; HOFFMANN, R.; RAINER, P. **Structure Refinement of the S-Phase Precipitate MgCuAl₂**, p.2-5, 2005. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/chin.200533004>. Acesso em: 1 fev. 2020

HINTALLA, W. W. **The Electrical Conductivity of the Copper-Aluminum Alloys**. 1937. Tese - Department of Metallurgy, Montana School of mines, Butte, Montana. Disponível em: http://digitalcommons.mtech.edu/bach_theseshttp://digitalcommons.mtech.edu/bach_theses/72. Acesso em: 1 fev. 2020

J. GILBERT KAUFMAN; ANDERSON, K.; WERITZ, J. Properties and Applications of Wrought Aluminum Alloy. In: **Properties and Selection of Aluminum Alloys**. Metals Park, Ohio: ASM, 2019. p. 202-275. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02b.a0006543>. Acesso em: 1 fev. 2020

JUNHO, O. P. *et al.* Relationship between electrical conductivity and the stage of the heat treatments of aging and overaging of the aluminum alloy AA2024. **Materials Science Forum**, v. 930, p. 400-404, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.400>. Acesso em: 1 fev. 2020

KLÜMPER-WESTKAMP, H. *et al.* Non-destructive determination of the carbon content in iron foils- A quality assurance of the gas carburizing process. In: **BB 85-CD International Symposium**. Berlin: NDT-CE, 2003. p 3-7.

LAN R. Electrical Resistivities of Ge–Sb–Te Alloys. In: **Thermophysical Properties and Measuring Technique of Ge-Sb-Te Alloys for Phase Change Memory**. Singapore: Springer, 2020. p. 71-90. Disponível em: https://doi.org/https://doi.org/10.1007/978-981-15-2217-8_4. Acesso em: 1 jul. 2020

LIANG, M. *et al.* Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of naturally aged EN AW 2024 Al alloy sheet. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 824, p. 153943, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153943>. Acesso em: 1 jul. 2020

MACKENZIE, D. S. Metallurgy of Heat Treatable Aluminum Alloys. In: **Heat Treating of Nonferrous Alloys**. Metals Park, Ohio: ASM, 2016. p. 65-113. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04e.a0006287>. Acesso em: 1 fev. 2020

MOHSENI, E. *et al.* Finite Element Modelling of a Reflection Differential Split-D Eddy Current Probe Scanning Surface Notches. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 39, n. 2, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10921-020-00673-6>. Acesso em: 1 jul. 2020

MUELLER, E.; CARNEY, L.; MIXSON, K. Use of Eddy Current Conductivity and Hardness Testing to Evaluate Heat Damage in Aluminum Alloys. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v. 18, n. 1, p. 50-54, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11668-017-0380-6>. Acesso em: 1 fev. 2020

MUELLER, R. A. **Relationships among the metallurgical condition, hardness, and the electrical conductivity of aluminum alloys**. 1967. Tese, The University Of Missouri, Rolla, Missouri. Disponível em: https://scholarsmine.mst.edu/masters_theses/6808. Acesso em: 1 fev. 2020

NDE. **Impedance**. 2019. Disponível em: <https://www.nde-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/EddyCurrents/Physics/impedance.php>. Acesso em: 10 nov. 2019

NGUYEN, D. N.; VO, D. T. Comprehensive Finite Element Modeling for Pulsed Magnet Design Using COMSOL and Java. **IEEE Transactions on Applied Superconductivity**, v. 30, n. 4, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1109/TASC.2020.2971935>. Acesso em: 1 jul. 2020

P. DIAS, K.; SUKASAM. **Eddy Current Testing Level 2: Training Guidelines for Non-Destructive Testing Techniques**. Viena: IAEA. 2011.

PADILHA, A. F.; PEREIRA, J.. Caracterização microestrutural dos AA1050 e AA1070 e do alumínio superpuro AA1199. **Metalurgia & Materiais**, v. 62, n. 3, p. 373–378, 2009.

PEREIRA, D. **Avaliação do método de correntes parasitas para caracterização microestrutural e inspeção de defeitos em superligas à base de níquel**. 2014 Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - PPG3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014. Disponível em: <http://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/97238>. Acesso em: 10 nov. 2019

PRASAD, N. E.; WANHILL R. J. H. **Aerospace Materials and Material Technology**. Singapura: Springer, 2016. Disponível em: doi.org/10.1007/978-981-10-2134-3. Acesso em: 1 fev. 2020

RADUTOIU, N. *et al.* The evolution of the microstructure of AA2024 aluminum alloys as a function of the artificial ageing temperature. **Revista de Chimie**, v. 63, n. 12, p. 1257–1260, 2012.

RAO, B. P. C. Basics Eddy Current Testing : Basics. **Journal of Non Destructive Testing & Evaluation**, v. 10, n. 3, p. 7-16, 2011.

REIS, D. A. P. *et al.* Effect of artificial aging on the mechanical properties of an aerospace aluminum alloy 2024. **Defect and Diffusion Forum**, v. 326–328,

p. 193-198, 2012. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.326-328.193>. Acesso em: 1 fev. 2020

REKHA, S.; BUPESH RAJA, V. K. Review on Microstructure Analysis of Metals and Alloys Using Image Analysis Techniques. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering** 197. Chennai, India: IOP, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/197/1/012010>. Acesso em: 1 fev. 2020

SANTANDRÉA, L.; BIHAN, Y. Le. Using COMSOL-Multiphysics in Eddy Current Non-Destructive Testing Context. In: **Proceedings of the COMSOL Conference 44**. Paris: COMSOL, 2017. p. 221. Disponível em: <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.egypro.2012.01.228>. Acesso em: 1 fev. 2020

SHIH, H. C.; HO, N. J.; HUANG, J. C. Precipitation behaviors in Al-Cu-Mg and 2024 aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 9, p. 2479-2494, 1996. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF02652342>. Acesso em: 1 fev. 2020

SIMPSON, R. **Eddy-Current Inspection**. Russell Township: ASM, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v17.a0006450>. Acesso em: 1 fev. 2020

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS INTERNATIONAL. **AMS2658** - Hardness and Conductivity Inspection of Wrought Aluminum Alloy Parts. Pittsburgh: SAE, 2016.

STASZCZYK, A.; SAWICKI, J.; ADAMCZYK-CIESLAK, B. A study of second-phase precipitates and dispersoid particles in 2024 aluminum alloy after different aging treatments. **Materials**, v. 12, n. 24, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma1224168>. Acesso em: 1 fev. 2020

STEGEMANN, D. **Fundamentos do método de Correntes parasitas**. Julich: Forschungszentrum, 1990.

SUBRAMANIYAN, J. **Extrusion of 2024 aluminium alloy sections**. 1989. Tese - Department of Materials, Imperial College, London University, Londres. Disponível em: <https://doi.org/10.1017/cbo9780511523199.001>. Acesso em: 1 fev. 2020

TARIQ, F.; NAZ, N.; BALOCH, R. A. Characterization of material properties of 2xxx series Al-alloys by non destructive testing techniques. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 31, n. 1, p. 17-33, 2012. Disponível: <https://doi.org/10.1007/s10921-011-0117-5>. Acesso em: 1 fev. 2020

THE ALUMINIUM ASSOCIATION. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**. Arlington: AA. 2015.

VETTERLEIN, J. *et al.* Eddy Current Testing at High Temperatures for Controlling Heat Treatment Processes. In: **BB 85-CD International Symposium**. Berlin: NDT-CE, 2003, p. 1-7.

WANG, S. C.; STARINK, M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation

hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys. **International Materials Reviews**, v. 50, n. 4, p. 193-215, 2005. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/174328005X14357>. Acesso em: 1 fev. 2020

YOSHIDA, M.; FALCO, S.; TODD, R. I. Measurement and modelling of electrical resistivity by four-terminal method during flash sintering of 3YSZ. **Journal of the Ceramic Society of Japan**, v. 126, n. 7, p. 579-590, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.2109/jcersj2.17256>. Acesso em: 1 fev. 2020