

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ**

**LEONARDO BARBOZA**

**TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
E AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E DE CONDUTIVIDADE  
ELÉTRICA DE UMA LIGA AA2024**

**PONTA GROSSA**

**2022**

**LEONARDO BARBOZA**

**TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
E AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E DE CONDUTIVIDADE  
ELÉTRICA DE UMA LIGA AA2024**

**Artificial aging heat treatment and evaluation of the mechanical behavior and  
electric conductivity of an AA2024 alloy**

Trabalho de conclusão de curso de graduação  
apresentado como requisito para obtenção do título  
de Bacharel em Engenharia Química da  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dra. Juliana de Paula Martins

**PONTA GROSSA**

**2022**



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/)

Esta licença permite remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, para fins não comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es) e que licenciem as novas criações sob termos idênticos. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

**LEONARDO BARBOZA**

**TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
E AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E DE CONDUTIVIDADE  
ELÉTRICA DE UMA LIGA AA2024**

Trabalho de conclusão de curso de graduação apresentado como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Química da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Data de aprovação: 07/11/2022

---

Juliana de Paula Martins  
Doutora em Engenharia de Materiais  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

---

Heliety Rodrigues Borges Barreto  
Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

---

João Paulo Gabre Ferreira  
Mestre em Engenharia Mecânica  
Universidade Estadual de Ponta Grossa

**PONTA GROSSA**

**2022**

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a todos os professores e colegas que fizeram parte da minha trajetória durante a graduação na Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Agradeço a equipe de pesquisa em Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa pelos direcionamentos no desenvolvimento deste trabalho.

## RESUMO

Neste trabalho foi avaliado o comportamento mecânico e de condutividade elétrica de uma liga de alumínio 2024 (AA2024) durante um processo de envelhecimento artificial. A liga AA2024 é endurecível pelo processo de envelhecimento artificial por possuir como elementos de liga o cobre e o magnésio, que possuem um aumento da sua solubilidade com o aumento da temperatura. É possível a obtenção de propriedades mecânicas alternativas selecionando-se os parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento. A característica principal da liga AA2024 com a razão Cu:Mg de 2,95 durante o envelhecimento artificial é a formação de precipitados endurecedores fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). O material utilizado neste trabalho consiste em uma liga AA2024-T3, em formato de cilindro, com 150 mm de comprimento e 19,05 mm de diâmetro. Este foi cortado em 12 amostras de aproximadamente 5 mm de espessura. As amostras foram envelhecidas artificialmente de acordo com os seguintes parâmetros: solubilização a  $493^\circ\text{C}$  durante 55 minutos, têmpera em água a temperatura ambiente e envelhecimento a  $188^\circ\text{C}$  por 10 horas. O efeito do tratamento térmico na liga foi analisado através de duas metodologias distintas, para diferentes tempos de envelhecimento (0h, 2h, 4h, 6h, 8h e 10h): mecânica (microdureza Vickers) e eletroanalítica (condutividade elétrica). Os resultados obtidos para a dureza permitiram a construção de uma curva característica do envelhecimento artificial, representando a fase de aumento rápido de dureza, com um tempo de pico de dureza em torno de 4 horas e  $(159 \pm 1\%)$  HV, e posterior superenvelhecimento com a queda na dureza. Os ensaios de condutividade elétrica permitiram um entendimento complementar acerca do mecanismo de precipitação, sugerindo um efeito de dispersão dos elétrons durante os estados de subenvelhecimento e superenvelhecimento, causando uma diminuição da condutividade elétrica. Um aumento da condutividade elétrica para  $(35,2 \pm 0,07\%)$  %IACS foi observado nas fases onde a distribuição dos precipitados era considerada ideal.

**Palavras-chave:** envelhecimento; artificial; liga; 2024.

## ABSTRACT

On this paper the mechanical behavior and electrical conductivity of an aluminum alloy 2024 (AA2024) during an artificial aging process was evaluated. The AA2024 alloy is hardenable by the artificial aging process because it has copper and magnesium as alloying elements, which have an increase in their solubility with increasing temperature. It is possible to obtain alternative mechanical properties by selecting the parameters of the aging heat treatment. The main feature of the AA2024 alloy with a Cu:Mg ratio of 2.95 during artificial aging is the formation of S-phase hardening precipitates (Al<sub>2</sub>CuMg). The material used in this work consists of an AA2024-T3 alloy, in a cylinder format, 150 mm long and 19.05 mm in diameter. This material was cut into 12 samples approximately 5 mm thick. The samples were artificially aged according to the following parameters: solubilization at 493°C for 55 minutes, quenching in water at room temperature and aging at 188°C for 10 hours. The effect of the heat treatment on the alloy was analyzed using two different methodologies, for different aging times (0h, 2h, 4h, 6h, 8h and 10h): mechanical (Vickers microhardness) and electroanalytical (electrical conductivity). The results obtained for hardness allowed the construction of a characteristic curve of artificial aging, representing the phase of rapid hardness increase, with a peak hardness time of around 4 hours and (159 ±1%) HV, and subsequent overaging with the decrease in hardness. The electrical conductivity tests allowed a complementary understanding of the precipitation mechanism, suggesting an electron dispersion effect during the underaging and superaging states, causing a decrease in electrical conductivity. An increase in electrical conductivity to (35,2 ±0,07%) %IACS was observed in the phases where the distribution of the precipitates was considered ideal.

**Keywords:** aging; artificial; alloy; 2024.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1 – Microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução de uma liga AA2024 durante envelhecimento artificial .....</b>	<b>21</b>
<b>Figura 2 - Lacunas na estrutura cristalina de metais .....</b>	<b>22</b>
<b>Figura 3 - Discordâncias e efeito de tensão de cisalhamento.....</b>	<b>23</b>
<b>Figura 4 – Mecanismo de Orowan .....</b>	<b>23</b>
<b>Figura 5 – Tipos de precipitados .....</b>	<b>24</b>
<b>Figura 6 - Ensaio de dureza Vickers .....</b>	<b>25</b>

## LISTA DE FOTOGRAFIAS

<b>Fotografia 1 – Amostra sendo cortada .....</b>	<b>27</b>
<b>Fotografia 2 – Amostra cortada .....</b>	<b>28</b>
<b>Fotografia 3 – Equipamento utilizado para o envelhecimento artificial .....</b>	<b>30</b>
<b>Fotografia 4 - Microdurômetro utilizado .....</b>	<b>31</b>
<b>Fotografia 5 – Visão no Microdurômetro.....</b>	<b>32</b>
<b>Fotografia 6 – Condutivímetro utilizado .....</b>	<b>32</b>
<b>Fotografia 7 – Padrão de cobre para calibração do condutivímetro .....</b>	<b>33</b>
<b>Fotografia 8 – Medição da condutividade elétrica.....</b>	<b>33</b>

## LISTA DE GRÁFICOS

<b>Gráfico 1 - Diagrama de fases genérico para uma liga tratável termicamente por endurecimento por precipitação .....</b>	<b>16</b>
<b>Gráfico 2 - Diagrama de fases para uma liga AA2024 considerada ternária (Al-Cu-Mg) em função das concentrações de cobre e magnésio .....</b>	<b>18</b>
<b>Gráfico 3- Comportamento da resistência mecânica e dureza em função do tempo de envelhecimento .....</b>	<b>21</b>
<b>Gráfico 4 - Tratamento térmico realizado.....</b>	<b>29</b>
<b>Gráfico 5 – Microdureza Vickers em função do tempo de envelhecimento artificial .....</b>	<b>34</b>
<b>Gráfico 6 – Condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento artificial .....</b>	<b>36</b>
<b>Gráfico 7 – Correlação entre dureza e condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento artificial .....</b>	<b>38</b>

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Ligas de alumínio trabalháveis .....	12
Quadro 2 - Classificação das ligas de alumínio forjadas quanto ao método de endurecimento.....	14

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição nominal da liga AA2024 .....	14
Tabela 2 - Propriedades físicas da liga AA2024 .....	15
Tabela 3 - Propriedades mecânicas nominais da liga AA2024-T3 .....	17
Tabela 4 - Composição da liga AA2024-T3 fornecida .....	27
Tabela 5 - Tratamento térmico proposto para a liga AA2024 .....	29
Tabela 6 - Ensaio realizados.....	30
Tabela 7- Resultados obtidos.....	39



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM International	<i>American Society for Metals International</i>
GP	Guinier-Preston
GPB	Guinier–Preston–Bagaryatsky
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa

## LISTA DE SÍMBOLOS

°C	Graus Celsius
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
AA2024	Liga de alumínio série 2024
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de alumínio/Alumina
Al <sub>3</sub> Fe	Intermetálico
Al <sub>3</sub> Mn	Intermetálico
Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	Intermetálico
Al <sub>20</sub> Mn <sub>3</sub> Cu <sub>2</sub>	Dispersóide
B	Boro
Ce	Cério
cm <sup>3</sup>	Centímetros cúbicos
Cr	Crômo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
g	Gramas
GPa	Gigapascal
h	Horas
HB	Dureza Brinell
HRB	Dureza Rockwell na escala B
HV	Dureza Vickers
IACS	<i>International Annealed Copper Standard</i>
K	Kelvin
Kgf	Quilograma-força
Li	Lítio
m	Metro
M	Mega (10 <sup>6</sup> )
Mg	Magnésio
min	Minuto
mm	Milímetros
Mn	Manganês
MPa	Megapascal
Ni	Níquel
nm	Nanômetros
S	Fase S (Al <sub>2</sub> CuMg)
S	Siemens
S'	Precipitado metaestável
Si	Silício

Sn	Estanho
SSSS	Solução sólida supersaturada
T	Têmpera
T3	Tratamento térmico de solubilização, trabalho a frio e envelhecimento natural
T6	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial
Ti	Titânio
W	Watt
Zn	Zinco
Zr	Zircônio
$\alpha$	Fase $\alpha$ (Solução sólida)
$\theta$	Fase $\theta$ ( $Al_2Cu$ )
$\mu$	Micro ( $10^{-3}$ )

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>8</b>
<b>1.1 Objetivos</b> .....	<b>9</b>
1.1.1 Objetivo Geral .....	9
1.1.2 Objetivos Específicos .....	9
<b>1.2 Justificativa</b> .....	<b>10</b>
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>11</b>
<b>2.1 Alumínio</b> .....	<b>11</b>
<b>2.2 Ligas de alumínio</b> .....	<b>12</b>
<b>2.3 Liga AA2024</b> .....	<b>14</b>
<b>2.4 Tratamento térmico de endurecimento por precipitação</b> .....	<b>15</b>
<b>2.5 Mecanismo de precipitação</b> .....	<b>19</b>
<b>2.6 Mecanismo de endurecimento por precipitação</b> .....	<b>22</b>
<b>2.7 Dureza</b> .....	<b>24</b>
<b>2.8 Condutividade elétrica</b> .....	<b>25</b>
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>27</b>
<b>3.1 Materiais</b> .....	<b>27</b>
<b>3.2 Métodos</b> .....	<b>27</b>
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>34</b>
<b>4.1 Microdureza Vickers</b> .....	<b>34</b>
<b>4.2 Condutividade elétrica</b> .....	<b>36</b>
<b>4.3 Correlação entre os resultados</b> .....	<b>38</b>
<b>5 CONCLUSÃO</b> .....	<b>40</b>
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>41</b>
<b>ANEXO A - Lei n. 9.610, de 19 de fevereiro de 1998</b> .....	<b>46</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O alumínio é um dos metais mais utilizados atualmente devido a uma combinação de propriedades físicas que o torna atrativo para aplicação em diferentes tipos de setores e indústrias. Com uma massa específica de  $2,7 \text{ g.cm}^3$  (cerca de 1/3 da massa específica do aço), possui leveza, combinada com boa resistência à corrosão (passiva facilmente na presença do ar, formando uma camada protetora de óxidos) e altas capacidades de condução e reflexão de calor (SANTOS, 2015; TELLES, 2003).

Porém, como elemento puro, possui resistência mecânica baixa. Esta, dentre outras características podem ser alteradas através da formação de ligas metálicas (TELLES, 2003). O alumínio pode formar ligas com diferentes elementos químicos, sendo os principais: Cu, Mn, Si, Mg, Li, Sn, Zr e B (STEIN, 2018).

A liga de alumínio 2024 (AA2024) possui o cobre como principal elemento de liga. Suas aplicações industriais consistem principalmente como componente estrutural de aeronaves (fuselagem), devido a sua alta resistência a danos e bom comportamento frente a fadiga (BREITBARTH; BESEL; REH, 2018). A liga em questão também é tratável termicamente, ou seja, suas propriedades físicas e químicas podem ser alteradas através de ciclos de aquecimento e resfriamento, alterando sua microestrutura e obedecendo diferentes parâmetros cinéticos.

Um tratamento térmico aplicável a esta liga é o de endurecimento por precipitação (envelhecimento). O grau de endurecimento é indicado pela designação de temperatura (letra "T"), seguida pelo número que indica o tipo de tratamento térmico (ASKELAND; WRIGHT; BHATTACHARYA, 2014). Para os tratamentos térmicos utilizados neste trabalho, temos que, segundo Askeland, Wright e Bhattacharya (2014):

- T3: solubilizada, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente.
- T6: solubilizada e envelhecida artificialmente.

A utilização do AA2024, assim como qualquer outra liga metálica, requer um desempenho que supra as necessidades específicas do seu uso, em termos de resistência mecânica, resistência à corrosão, condutividade elétrica e térmica, custos de produção, dentre outras características. Todas essas propriedades são controladas a partir de sua fabricação, envolvendo desde a composição da liga, o método de

produção, até os tratamentos térmicos aplicados. Assim, é necessário, a partir de métodos experimentais, a análise e caracterização destes materiais, a fim de entender os parâmetros do processo em questão e avaliar as propriedades mecânicas obtidas, possibilitando posteriormente as seleções adequadas para o seu uso.

Através de uma liga de alumínio AA2024-T3, doada por um professor da Universidade Estadual de Ponta Grossa, no formato de cilindro, o presente trabalho objetiva aplicar um tratamento térmico de envelhecimento artificial, buscando atingir propriedades mecânicas alternativas. O material tratado foi avaliado e caracterizado seguindo 2 técnicas: mecânica (microdureza Vickers) e eletroanalítica (condutividade elétrica).

## **1.1 Objetivos**

### **1.1.1 Objetivo Geral**

Investigar as alterações no comportamento mecânico e de condutividade elétrica de uma liga AA2024 após a aplicação de um tratamento térmico de envelhecimento artificial, comparando os resultados com os dados do material “como recebido” e com dados da literatura.

### **1.1.2 Objetivos Específicos**

- Aplicar um tratamento térmico de envelhecimento artificial na liga AA2024 fornecida, utilizando uma mufla para o processo de solubilização e envelhecimento artificial, e água como meio de têmpera.
- Avaliar as alterações mecânicas do material tratado, para tempos específicos de envelhecimento (0h, 2h, 4h, 6h, 8h e 10h), por meio de ensaios de microdureza Vickers.
- Avaliar as alterações na condutividade elétrica do material tratado termicamente, para tempos específicos de envelhecimento (0h, 2h, 4h, 6h, 8h e 10h), por meio de ensaios de condutividade elétrica.
- Correlacionar os resultados obtidos e comparar com o material em condição “como recebido” e com dados da literatura.

## 1.2 Justificativa

As propriedades mecânicas das ligas de alumínio dependem da composição (quais elementos de liga e impurezas estão presentes e as suas respectivas quantidades) e do tratamento térmico empregado. Assim, características alternativas podem ser obtidas através da escolha de uma metodologia adequada à finalidade do produto.

O tratamento térmico de envelhecimento artificial pode ser empregado na liga AA2024 fornecida devido à capacidade dos elementos de cobre e magnésio presentes no material em se precipitarem após um processo de solubilização seguida de um resfriamento instantâneo (obtendo uma solução sólida supersaturada), alterando a microestrutura do material e permitindo a obtenção de novas propriedades. Assim, a avaliação das propriedades mecânicas durante e após o tratamento térmico permitem a caracterização do mesmo.

As técnicas de microdureza e condutividade elétrica podem ser empregadas para o acompanhamento do tratamento térmico de envelhecimento artificial, através da construção de curvas de envelhecimento. A análise e correlação destas curvas permite um estudo qualitativo e quantitativo do estado de envelhecimento do material.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Primeiramente foi feita uma revisão bibliográfica frente ao alumínio como um elemento químico e posteriormente a sua utilização em ligas metálicas. Em seguida, será levantado as características da liga de alumínio 2024 (AA2024), do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, o mecanismo de precipitação, o mecanismo de endurecimento por precipitação, e por fim, noções sobre dureza e condutividade elétrica.

### 2.1 Alumínio

O alumínio é o metal não-ferroso mais consumido no mundo (24 milhões de toneladas anuais), sendo que na natureza não existe na forma de metal puro devido à alta afinidade com o oxigênio, mas sim como na forma de óxidos (SVDERLIN, 2019). É obtido através da mineração da bauxita; esta deve apresentar no mínimo 30% de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , alumina) aproveitável para que a produção seja economicamente viável (ABAL, 2019). A bauxita é refinada através do processo Bayer: envolve a moagem e dissolução por soda cáustica, seguido de etapas de filtração, cristalização e precipitação, obtendo um pó branco de alumina; por fim, é realizado à redução da alumina pura, obtendo o alumínio, em cubas eletrolíticas a altas temperaturas, no que é conhecido como o processo Hall-Héroult (ABAL, 2019).

A resistência mecânica do alumínio puro é baixa. Para o alumínio 1199/super-pureza/refinado (99,99% mínimo Al), algumas propriedades físicas são (ASM INTERNATIONAL, 2000): ponto de fusão 660 °C, densidade 2,70 g/cm<sup>3</sup> à 20°C, módulo elástico 62 GPa, resistência à tração 45-120 MPa, tensão de escoamento 10-113 MPa, condutividade térmica 243 W/m.K à 20°C e condutividade elétrica de 64,5% IACS à 20°C.

Para composições puras controladas, o alumínio puro forjado é aplicado primariamente em indústrias químicas e elétricas devido à sua excelente resistência à corrosão e altas condutividades térmica e elétrica (DAVIS, 2001).

## 2.2 Ligas de alumínio

Visando a obtenção de novas propriedades físicas, químicas e mecânicas, o alumínio pode se ligar a outros elementos químicos em pequenas quantidades, chamados elementos de liga, formando ligas de alumínio. A função de cada elemento químico na liga depende não só de qual está presente, mas de sua quantidade e de sua interação com outros elementos (ABAL, 2011).

As ligas de alumínio são divididas em duas grandes categorias, diferenciando entre si no seu método de produção: as ligas forjadas/trabalháveis (*wrought alloys*) e as ligas fundidas (*cast alloys*). As ligas forjadas são deformadas mecanicamente, normalmente enquanto estão quentes, através de golpes sucessivos ou compressão contínua; já as ligas produzidas por fundição são totalmente fundidas e derramadas sobre uma cavidade de um molde que apresenta a forma desejada; o metal se solidifica, porém, sofrendo certa contração (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2018).

As ligas de alumínio trabalháveis, tratadas neste trabalho, são produzidas por meio de conformação mecânica, e são classificadas pela Aluminum Association de acordo com um sistema de numeração “xxxx”, onde o primeiro dígito indica o elemento de liga principal, o segundo, a modificação e os dois últimos, o decimal da concentração percentual de Al (ASKELAND; WRIGHT; BHATTACHARYA, 2014). O quadro 1 apresenta este sistema de numeração:

**Quadro 1 - Ligas de alumínio trabalháveis**

Principal elemento de liga	Grupo
Alumínio não-ligado com, no mínimo, 99,00% de pureza	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Série não utilizada	9XXX

Fonte: Adaptado de ABAL (2011)

Características e aplicações gerais destas classes de ligas, de acordo com Davis (2001), são:



- Série 1xxx: excelente resistência à corrosão, altas condutividades térmica e elétrica, baixas propriedades mecânicas e excelente conformabilidade. Aplicações: equipamentos para materiais químicos e elétricos.
- Série 2xxx: muitas vezes possuem o magnésio como adição secundária; requerem tratamentos térmicos para obterem melhores propriedades mecânicas. Aplicações adequadas para requerimentos de altas taxas de força/peso como rodas de caminhões e aviões, suspensão de caminhões, fuselagem e asas de aviões.
- Série 3xxx: possuem aproximadamente mais 20% de resistência do que as ligas da série 1xxx. A liga 3003 é de aplicação geral, exemplos são: tanques de combustível, equipamentos químicos, tanques de armazenamento, containers, etc.
- Série 4xxx: o silício pode ser adicionado em quantidades suficientes (12%) para causar um abaixamento do ponto de fusão do material, sem causar fragilidade, permitindo o uso principalmente em aplicações de soldagem, como hastes de solda.
- Série 5xxx: possuem moderadas a altas resistências mecânicas, boa soldabilidade e boa resistência à corrosão em atmosferas marinhas. Aplicações envolvem equipamentos para usos marinhos, partes automotivas, vasos de pressão, etc.
- Série 6xxx: a adição de magnésio e silício em proporções corretas permite a formação de silicida de magnésio ( $Mg_2Si$ ), tornando a liga tratável termicamente. Possuem resistência mecânica inferior às séries 2xxx e 7xxx, porém possuem boas deformabilidade, soldabilidade e usinabilidade, sendo utilizadas em aplicações estruturais soldadas.
- Série 7xxx: muitas vezes utilizadas na condição de super envelhecida, possuem altas resistência mecânica e resistência à fratura. Principais usos envolvem a indústria aeronáutica em partes estruturais de aviões.
- Série 8xxx: possuem uma variedade de composições, obtendo diferentes tipos de aplicações: alta performance em usos em altas temperaturas é obtido com o uso de ligas Al-Fe-Ce (8019) endurecíveis por dispersão.

As ligas forjadas também podem ser classificadas quanto ao método primário de endurecimento, apresentadas no quadro 2, adaptado de Davis (2001): tratáveis termicamente (solubilização, têmpera e precipitação) e não tratáveis termicamente (endurecimento por solução sólida ou encruamento).

**Quadro 2 - Classificação das ligas de alumínio forjadas quanto ao método de endurecimento**

Sistema de liga	Série de alumínio
<b>Ligas endurecíveis por encruamento</b>	
Al puro	1xxx
Al-Mn	3xxx
Al-Si	4xxx
Al-Mg	5xxx
Al-Fe	8xxx
Al-Fe-Ni	8xxx
<b>Ligas endurecíveis por precipitação</b>	
Al-Cu	2xxx
Al-Cu-Mg	2xxx
Al-Cu-Li	2xxx
Al-Mg-Si	6xxx
Al-Zn	7xxx
Al-Zn-Mg	7xxx
Al-Zn-Mg-Cu	7xxx
Al-Li-Cu-Mg	8xxx

Fonte: Adaptado de Davis (2001). Tradução: O Autor (2021)

A principal diferença nestes casos consiste nos elementos de liga presentes: em uma liga tratável termicamente, o(s) elemento(s) de liga possuem um aumento de solubilidade na solução sólida com o aumento de temperatura. Isso permite a realização de tratamentos térmicos de solubilização seguido de endurecimento por precipitação; este será compreendido com mais detalhes na seção 2.4.

### 2.3 Liga AA2024

A liga de alumínio 2024 (AA2024) foi criada na década de 30 (1930), com o objetivo de substituir a sua predecessora 2017 na indústria aeronáutica como uma liga mais forte e envelhecida naturalmente; é uma das ligas que mais se destaca na indústria do alumínio e está disponível em quase todas as formas de produto forjado (ASM INTERNATIONAL, 1984).

Na tabela 1, é descrito a composição nominal da liga AA2024, adaptada de The Aluminum Association Inc (2018):

**Tabela 1 - Composição nominal da liga AA2024**

Elemento (%peso) LIGA	Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr	Outros
<b>AA2024</b>	Restante	3,8 até 4,9	1,2 até 1,8	Máx 0,5	Máx 0,5	0,3 até 0,9	Máx 0,25	Máx 0,15	Máx 0,1	0,05 cada máx. 0,15

Fonte: Adaptada de The Aluminum Association Inc (2018). Tradução: O Autor (2021)

A adição de cobre no alumínio permite que a liga responda ao tratamento de endurecimento por precipitação, onde através do envelhecimento, ocorre um aumento em sua resistência mecânica e dureza e diminuindo o alongamento (ductibilidade); o aumento da resistência mecânica da liga é máximo para uma porcentagem em peso de cobre entre 4 e 6% (ASM INTERNATIONAL, 1984).

Já a adição de magnésio em pequenas quantidades (aproximadamente 0,05% em peso já é suficiente para mudar as características do material) em ligas alumínio-cobre permite um acréscimo de resistência mecânica na liga após tratamentos de solubilização e subsequente têmpera (DAVIS, 2001).

A tabela 2 especifica algumas propriedades físicas da liga AA2024 (ASM INTERNATIONAL, 2000):

<b>Tabela 2 - Propriedades físicas da liga AA2024</b>		
<b>Densidade (a 20°C)</b>	<b>Temperatura liquidus</b>	<b>Temperatura solidus</b>
2,77 g/cm <sup>3</sup>	638°C	502°C

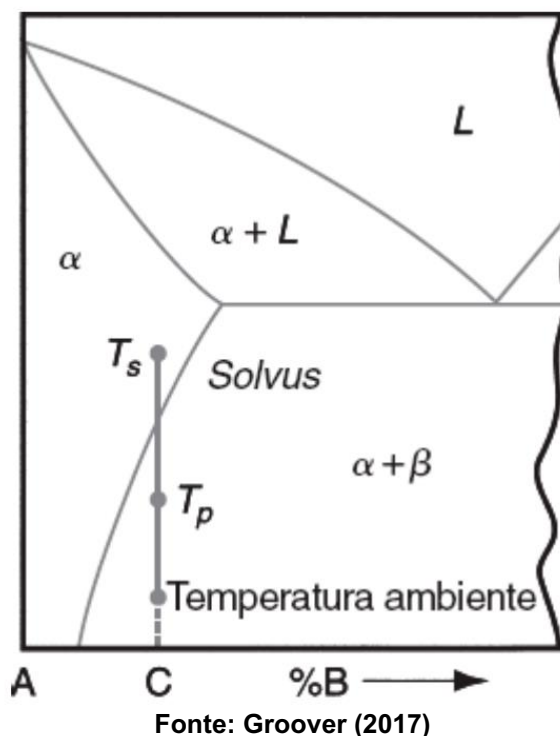
Fonte: Adaptada de ASM INTERNATIONAL (2000). Tradução: O Autor (2021)

## 2.4 Tratamento térmico de endurecimento por precipitação

As ligas de alumínio tratáveis termicamente podem ter suas propriedades mecânicas alteradas através do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, também conhecido como envelhecimento. Este depende da composição da liga, e conseqüentemente, do diagrama de equilíbrio de fases da liga. É dividido em 3 etapas: solubilização, resfriamento rápido (têmpera) e precipitação (envelhecimento). A etapa de precipitação/envelhecimento envolve a formação de partículas finas (precipitados) que atuam como barreiras ao movimento das discordâncias (defeitos na estrutura cristalina do material), elevando a resistência e endurecendo o metal (GROOVER, 2017).

Como observado no diagrama de fases genérico no gráfico 1, uma liga "AB" com composição definida "C", tratável termicamente por endurecimento por precipitação, apresenta duas fases em temperatura ambiente, podendo ser aquecida até uma temperatura em que dissolva a segunda fase, obtendo uma solução sólida (GROOVER, 2017).

**Gráfico 1 - Diagrama de fases genérico para uma liga tratável termicamente por endurecimento por precipitação**



As ligas de alumínio da série 2xxx são consideradas tratáveis termicamente devido a adição do elemento cobre (e magnésio quando em quantidades suficientes); estes elementos possuem como característica o aumento da solubilidade com o aumento de temperatura, sendo possível obter uma solução sólida monofásica com a temperatura adequada.

A primeira etapa do tratamento, solubilização, consiste em elevar e, manter por tempo suficiente, a temperatura do material até uma temperatura em que todos os elementos endurecedores da liga sejam solubilizados, obtendo uma solução sólida (estrutura com apenas uma fase) (ASM INTERNATIONAL, 2007). Alguns cuidados para a seleção deste valor devem ser mencionados:

A temperatura de solubilização deve ser inferior a temperatura eutética, para evitar o derretimento incipiente de fases eutéticas, o que poderia causar uma deficiência nas propriedades mecânicas após o tratamento (KETGERMAN; ESKIN, 2019);

Os tempos na temperatura de solubilização dependem da espessura do material utilizado (ABAL, 2011). Levam em conta as diferenças entre a temperatura do meio, da superfície e do centro do material (ASM INTERNATIONAL, 2007).

Após a solubilização da liga, é realizado a etapa de têmpera. Esta consiste em um resfriamento rápido para a temperatura ambiente, com o objetivo de manter a solução sólida formada na etapa de solubilização, obtendo assim, uma solução sólida supersaturada (SSSS). Esta é uma condição de não-equilíbrio: a liga tentará retornar para sua estrutura de equilíbrio, na condição bifásica (gráfico 1), precipitando o soluto em excesso (ASM INTERNATIONAL, 2007). A precipitação requer um potencial termodinâmico para que ela aconteça, dependendo da temperatura de tratamento, densidade de lacunas e quantidade de elemento de liga dissolvido (ABAL, 2011). Estes precipitados por seguida serão as partículas endurecedoras do material.

O mecanismo de precipitação compreende a terceira etapa do tratamento térmico, o envelhecimento. Este possui várias etapas e será detalhado na seção 2.5. O envelhecimento à temperatura ambiente é denominado “Envelhecimento Natural”, ao passo que se for realizado em temperaturas superiores à ambiente, tem-se o “Envelhecimento Artificial”.

Na análise de uma liga durante o tratamento térmico de envelhecimento natural/artificial, é levantada sua curva de envelhecimento, avaliando-se a evolução de uma propriedade com o tempo de envelhecimento; o comportamento geral da curva permite a obtenção do pico de determinada característica, onde que anteriormente ao pico diz-se que a liga está na condição sub envelhecida, e após o pico, diz-se que a liga está super envelhecida (ABAL, 2011).

Para a maioria das ligas da série 2xxx que utilizam do envelhecimento natural na têmpera T3, o aumento da resistência mecânica da liga é obtido devido à alta supersaturação de átomos e lacunas retomados após a etapa de têmpera, sendo que valores estáveis são alcançados em quatro ou cinco dias de envelhecimento; assim, para as ligas nesta têmpera, as especificações nominais de propriedades de tração são registradas no quarto dia (ASM INTERNATIONAL, 2007). A tabela 3 apresenta as propriedades mecânicas nominais da liga AA2024-T3, relativas ao material fornecido:

**Tabela 3 - Propriedades mecânicas nominais da liga AA2024-T3**

Liga	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Dureza Vickers (HV)	Alongamento (%)	Módulo de elasticidade (GPa)	Condutividade Elétrica (%IACS)
AA2024-T3	345	485	137	18	72,4	30

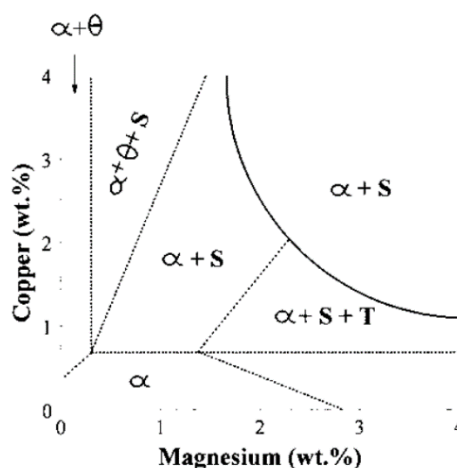
Fonte: Adaptada de ASM INTERNATIONAL (2000) e ASM AEROSPACE SPECIFICATION METALS INC.

Via comparação, percebe-se o grande incremento em propriedades mecânicas através dos efeitos de liga e tratamento térmico, entre o alumínio super-puro (seção 2.1) e a liga AA2024-T3 (tabela 3): o módulo elástico aumentou de 62 para 72,4 GPa, o limite de resistência a tração aumentou de 120 MPa para 485 MPa e a tensão de escoamento aumentou de 113 MPa para 345 MPa.

Como o envelhecimento artificial ocorre em temperaturas mais altas do que a ambiente, as taxas de difusão dos átomos na matriz são maiores, visto que esta depende da temperatura, de maneira exponencial (ASM INTERNATIONAL, 2007). Parâmetros cinéticos podem ser obtidos e a modelagem dos processos de envelhecimento auxiliam no entendimento do mesmo. As temperaturas mais altas refletem também nas propriedades mecânicas finais do material: o aumento na tensão de escoamento é maior do que o aumento em resistência a tração (ASM INTERNATIONAL, 1984).

O gráfico 2 apresenta o diagrama de fases simplificado para a liga AA2024, em função das concentrações de cobre e magnésio:

**Gráfico 2 - Diagrama de fases para uma liga AA2024 considerada ternária (Al-Cu-Mg) em função das concentrações de cobre e magnésio**



Fonte: Tiryakioğlu e Staley (2003)

Para a escolha da temperatura de envelhecimento artificial, esta possui como valor limite a linha *solvus* do diagrama de fases da liga: à medida que a temperatura se aproxima desta linha, a quantidade de precipitados diminui, não ocorrendo a precipitação em temperaturas iguais a linha; para a liga AA2024, a temperatura solvus é aproximadamente 500°C (ASM INTERNATIONAL, 2007).

Porém, tempos longos e temperaturas altas de envelhecimento geralmente estão associados com tamanhos maiores de precipitados e maiores distâncias entre os mesmos; assim, é necessário buscar os ciclos de tempo/temperatura que produzam tamanhos e distribuições ideais de partículas, uma vez que, junto destas características, o tipo de precipitado e a fração de volumes governará as propriedades mecânicas do material (ASM INTERNATIONAL, 2007). Outro ponto importante está relacionado com o super envelhecimento: para as ligas que serão utilizadas em serviços a altas temperaturas, o envelhecimento continuará, e assim, deve-se levar em conta a diminuição da resistência mecânica da mesma com o tempo (ASM INTERNATIONAL, 1984).

Para temperaturas acima de 220°C, ocorre a formação de precipitados não-coerentes com a matriz de alumínio; estes possuem arranjos atômicos diferentes do arranjo do alumínio, reduzindo as tensões internas do material, produzindo um menor endurecimento na liga (ABAL, 2011). Assim, a temperatura de envelhecimento artificial deve ser não apenas menor que a linha solvus, mas também menor que uma linha de miscibilidade metaestável, chamada de *solvus Guinier-Preston (GP)*; portanto, para as ligas de alumínio, as temperaturas de envelhecimento artificial ocorrem aproximadamente entre 115 e 190°C, com tempos variando entre 5 e 48 horas (ASM INTERNATIONAL, 2007).

## 2.5 Mecanismo de precipitação

Os precipitados endurecedores variam de tamanho entre 1 e 100 nm, e, na decomposição da solução sólida supersaturada durante o envelhecimento, uma ou mais fases metaestáveis de transição podem surgir antes do precipitado de equilíbrio (MARTIN, 1998).

As estruturas formadas durante a precipitação das ligas de alumínio da série 2XXX podem ser diferentes, dependendo da razão Cu:Mg (TIRYAKIOĞLU; STALEY, 2003). Para a liga 2024, esta possui como precipitado endurecedor dominante a fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), se encaixando no diagrama de fases da liga na seção " $\alpha + S$ ", devido a sua composição, onde a razão Cu:Mg é de 2,95 (KETGERMAN; ESKIN, 2019 e WANG; STARINK, 2005). Demais estruturas presentes na matriz da liga para esta composição são: dispersóide em nanoescala ( $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$ ) e intermetálicos em

microescala contendo Al, Cu, Fe e Mn, como a fase  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_3\text{Mn}$ ,  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  (GHOSH, 2019).

Assim, a precipitação obedece a sequência (TIRYAKIOĞLU e STALEY, 2003; KETGERMAN e ESKIN, 2009): SSSS  $\rightarrow$  estágio de pré-precipitado  $\rightarrow$  zonas GPB + S'  $\rightarrow$  S.

A precipitação se inicia com a formação de aglomerados de átomos Cu-Mg (*co-clusters*), causando uma grande quantidade de tensão no material devido a diferença de tamanhos entre os átomos do solvente e do soluto; estes são ligados ao endurecimento rápido do material, contribuindo com aproximadamente 70% do total endurecimento (TIRYAKIOĞLU e STALEY, 2003; ASM INTERNATIONAL, 2007; KETGERMAN e ESKIN, 2019).

Em seguida, ocorre a formação de Zonas Guinier-Preston-Bagaryatsky (KETGERMAN; ESKIN, 2019). Estas zonas encontram-se no reticulado cristalino do alumínio e possuem concentração de elementos de liga maior do que na média do material, e são formadas devido à baixa mobilidade dos átomos dos elementos de liga no início da precipitação, permitindo que os mesmos percorram apenas pequenas distâncias interatômicas dentro do material (ABAL, 2011). São nucleadas homoganeamente e possuem coerência total com a matriz; o seu formato depende das diferenças de tamanhos atômicos (KIM, 2019). As zonas de GP neste caso possuem o formato barra/vareta (TIRYAKIOĞLU; STALEY, 2003). Também são metaestáveis e se dissolvem na presença de um precipitado mais estável, criando uma região sem precipitados que se forma ao redor das fases mais estáveis (ASM INTERNATIONAL, 2007).

A estrutura metaestável S' cresce gradualmente, normalmente nucleando nas discordâncias, decompondo as zonas GP; esta possui a mesma composição química da fase S, e a sua própria estrutura cristalina, porém muito similar a fase S, o que a torna semicoerente em relação a matriz (TIRYAKIOĞLU e STALEY, 2003; KETGERMAN e ESKIN, 2019).

Finalizando o segundo estágio de endurecimento, ocorre a formação da fase S nucleada independentemente, obtendo o máximo de dureza da liga (TIRYAKIOĞLU; STALEY, 2003).

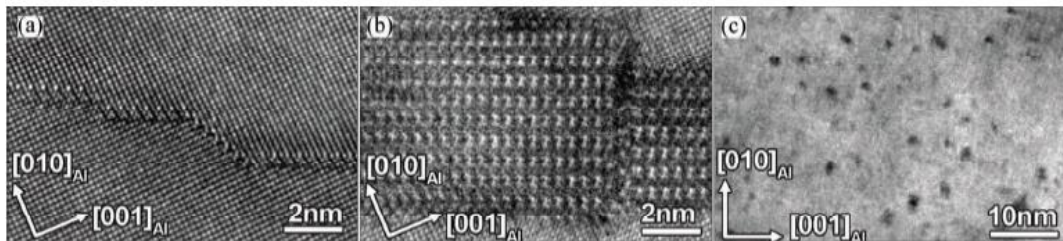
Devido a diferença de tamanho entre os átomos de alumínio e os átomos de Cu e Mg, a precipitação coerente ou semicoerente gera tensões internas elevadas no



crystal, e as condições de envelhecimento são geralmente ajustadas para se obter estes dois tipos de estruturas, finas e homogêneas, propiciando endurecimento máximo (ABAL, 2011).

A figura 1 a seguir (YIN et al, 2016) apresenta via microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução a microestrutura de uma liga AA2024 durante envelhecimento artificial a 180 °C, sendo que em (a) temos precipitados fase S em estágios iniciais durante 6 minutos de envelhecimento, em (b) temos precipitados fase S durante 18 horas de envelhecimento e em (c) temos zonas GPB formadas durante 18 horas de envelhecimento:

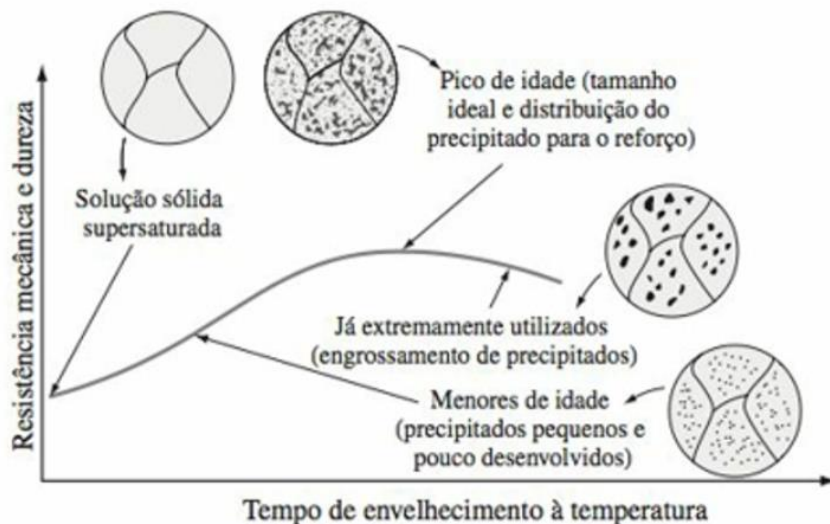
**Figura 1 – Microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução de uma liga AA2024 durante envelhecimento artificial**



Fonte: Yin et al (2016)

O gráfico 3 representa de maneira generalizada, o comportamento das propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação durante o processo de envelhecimento:

**Gráfico 3- Comportamento da resistência mecânica e dureza em função do tempo de envelhecimento**



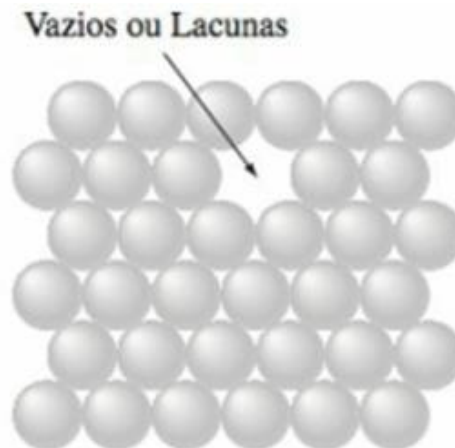
Fonte: Smith e Hashemi (2012)

## 2.6 Mecanismo de endurecimento por precipitação

Para entendimento do mecanismo de endurecimento por precipitação, alguns conceitos serão previamente apresentados.

Lacunas: são defeitos pontuais de equilíbrio onde existe a falta de um átomo na estrutura cristalina do metal, podendo ser formadas durante processos de solidificação, deformação plástica, resfriamento rápido de temperaturas altas para temperaturas baixas e por bombardeamento com partículas energéticas (SMITH; HASHEMI, 2012). Através da difusão, as lacunas podem se mover trocando de posição com átomos vizinhos (SMITH; HASHEMI, 2012). Uma representação esquemática das lacunas é vista na figura 2:

**Figura 2 - Lacunas na estrutura cristalina de metais**

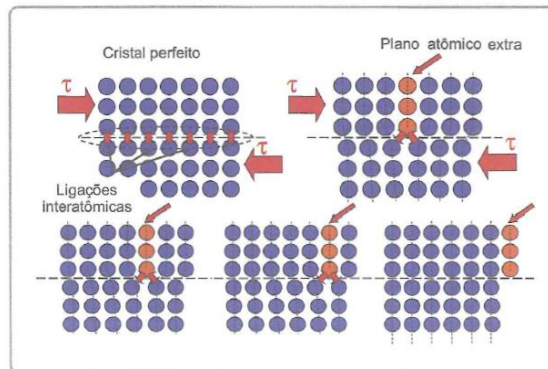


**Fonte: Smith e Hashemi (2012)**

Discordâncias: são defeitos lineares de não-equilíbrio que originam uma distorção da rede cristalina em torno de uma linha, armazenando energia nesta região e são criadas por diversas causas como a solidificação dos sólidos cristalinos, deformação plástica/permanente, condensação de lacunas e por desarranjos atômicos em soluções sólidas (SMITH; HASHEMI, 2012).

O movimento das discordâncias é termicamente ativado, dependendo da densidade de lacunas no cristal, e, ao encontrar um obstáculo, esta pode mudar seu plano de deslocamento, formar um degrau sobre ele, cortar o obstáculo ou ter o movimento impedido por ele (ABAL, 2011). A relação entre discordâncias durante uma tensão de cisalhamento é representada na figura 3:

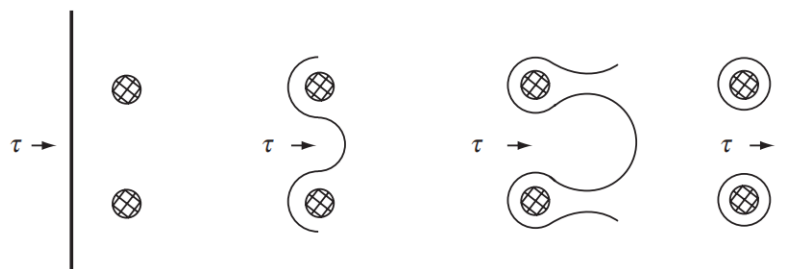
**Figura 3 - Discordâncias e efeito de tensão de cisalhamento**



Fonte: ABAL (2011)

A interação entre as discordâncias e os precipitados endurecedores formados durante o envelhecimento é explicada por dois mecanismos propostos (ABAL, 2011): Mecanismo de Orowan: válido para obstáculos infinitamente rígidos, onde a discordância se curva entre dois obstáculos, formando um anel de discordância em torno de cada um deles. A figura 4 representa o mecanismo de Orowan:

**Figura 4 – Mecanismo de Orowan**

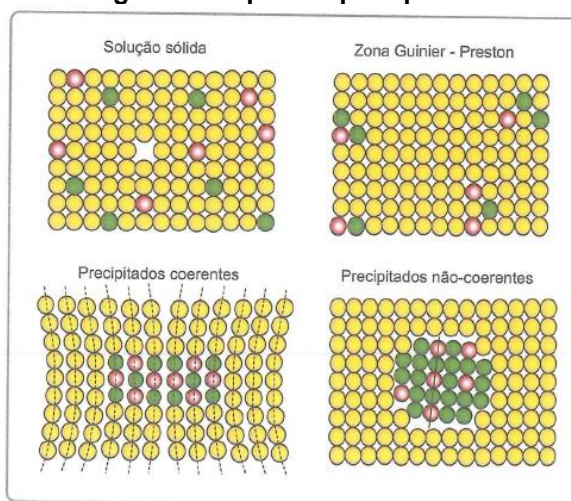


Fonte: Meyers e Chawla (2009)

Em precipitados reais, estes podem ser cisalhados pelas discordâncias caso uma tensão de cisalhamento limite seja ultrapassada; esta tensão é proporcional à fração volumétrica de precipitados no material.

Após o pico de dureza da liga, continuando o envelhecimento, os precipitados menores (coerentes) irão se dissolver, formando precipitados maiores (não coerentes), diminuindo a quantidade de precipitados por unidade de volume, aumentando a distância entre eles, fato que explica o amolecimento do material na condição super envelhecida (ABAL, 2011). A figura 5 esquematiza os tipos de precipitados formados durante a precipitação:

**Figura 5 – Tipos de precipitados**



Fonte: ABAL (2011)

## 2.7 Dureza

A dureza representa a resistência de um material ao risco ou à uma marca permanente quando pressionado por outro material ou por marcadores padronizados, sob condições específicas de pré carga e/ou carga, causando inicialmente deformação elástica e em seguida deformação plástica (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012). Esta depende das forças de ligação entre átomos, íons ou moléculas, do escorregamento de planos atômicos e da resistência mecânica do material, e é alterada pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

Através de equipamentos chamados durômetros, os ensaios são conduzidos seguindo normas padrões (ABNT, ASTM), e possuem diversas metodologias para a sua determinação. Uma destas metodologias é através do ensaio de dureza Vickers.

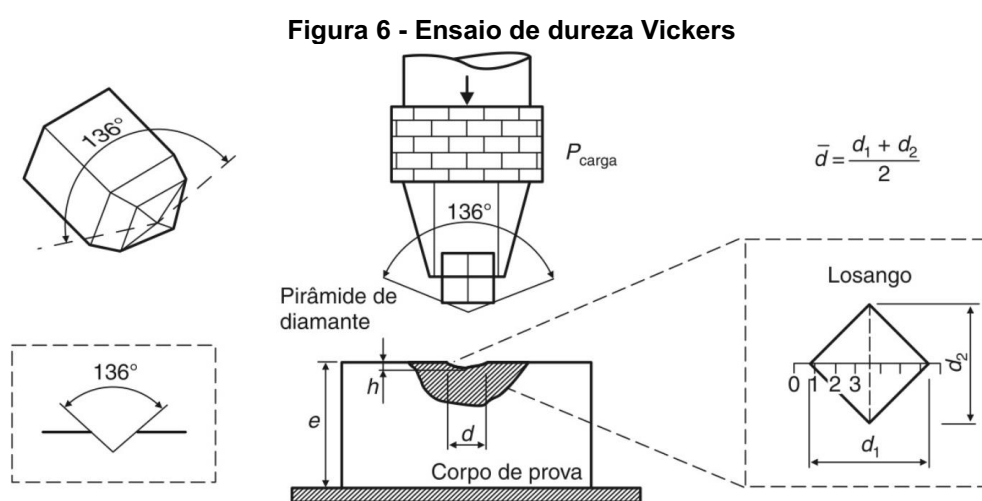
O ensaio de dureza Vickers (HV) é classificado como ensaio de penetração, utilizando para isto um penetrador padronizado de diamante, com forma de pirâmide de base quadrada e com um ângulo de 136° entre faces opostas (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012). O valor de dureza é obtido então através do valor da carga aplicada e das medidas das diagonais do losango regular impressa no material pelo indentador (medidas das diagonais obtidas através de um microscópio ótico), de acordo com a equação a seguir (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012):

$$HV = 0,102 * \frac{2 * P * \text{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d^2} = 0,189 * \frac{P}{d^2}$$

Onde,  $P$  = carga (N),  $d$  = média dos comprimentos das diagonais da impressão (mm) e  $\theta = 136^\circ$ .

Devido ao penetrador ser composto por um diamante, este se torna indeformável, assim a dureza Vickers é independente da carga; para cargas menores que 1 kgf a dureza é denominada então microdureza, e requer uma superfície plana do corpo de prova, necessitando para isso preparação metalográfica (SOUZA, 1982).

Na figura 6 é possível observar uma representação esquemática do ensaio de dureza Vickers:



## 2.8 Condutividade elétrica

A condutividade elétrica é uma indicativa da facilidade com que um material conduz uma corrente elétrica (CALLISTER; RETHWISCH, 2021). O modelo clássico da condução elétrica nos metais refere-se a livre movimentação dos elétrons de valência em ligações metálicas (SMITH; HASHEMI, 2012).

O método de avaliação por Corrente Eddy é um método de avaliação não-destrutivo baseado na indução eletromagnética, que permite obter indiretamente propriedades físicas como condutividade elétrica, permeabilidade magnética e uma ampla gama de propriedades estruturais e microestruturais relevantes voltadas para a área de tratamentos térmicos: tamanho de grão, condição de tratamento térmico, dureza e dimensões físicas (ASM INTERNATIONAL, 2002).

A variação na condutividade elétrica durante o processo de envelhecimento resulta de diferentes fatores: a dispersão dos elétrons de condução, o preenchimento

das lacunas durante o processo de têmpera, dos elementos de liga presentes na matriz e das zonas de GP com dimensões comparáveis com o comprimento de onda dos elétrons e das fronteiras dos “clusters” de átomos (ROSEN et al, 1982). Outro ponto importante é de que o valor absoluto da condutividade elétrica para um determinado tempo de envelhecimento depende também da temperatura de envelhecimento, visto que a geometria e a distribuição dos precipitados dependem de um processo termicamente ativado (ROSEN et al, 1982).

Já Abbasian, Khashefi e Ahmadzade-Beiraki (2015) descrevem as alterações na condutividade elétrica durante o processo de envelhecimento através de dois mecanismos competitivos:

- O incremento da condutividade elétrica devido a: purificação da matriz dos elementos de liga; e também da diminuição das vacâncias/lacunas formadas depois da etapa de têmpera;
- A diminuição da condutividade elétrica devido ao espalhamento dos elétrons de condução devido a formação dos precipitados.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

A liga de AA2024-T3 utilizada neste trabalho consiste em um cilindro, com 150 mm de comprimento e 19,05 mm de diâmetro.

Na tabela 4 segue a composição do material fornecido, analisada via espectrometria de massa:

**Tabela 4 - Composição da liga AA2024-T3 fornecida**

Elemento (%peso) LIGA	Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr	Outros
<b>AA2024-T3 fornecida</b>	93,2	4,25	1,44	0,050	0,25	0,70	0,033	-	0,001	Balanço

Fonte: O Autor (2021)

#### 3.2 Métodos

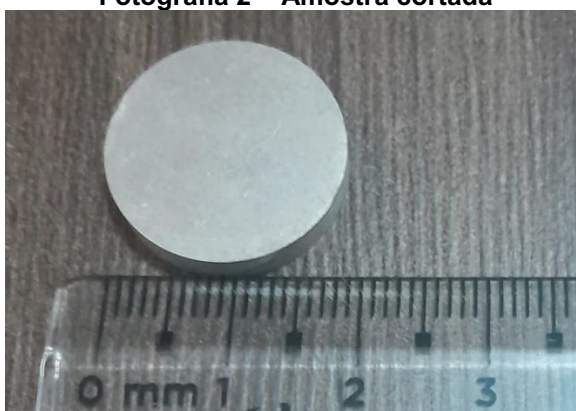
Toda a pesquisa se desenvolveu no Laboratório de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG) - Campus Uvaranas.

O material fornecido foi cortado em 12 amostras menores com aproximadamente 5 mm de espessura cada, utilizando uma cortadeira elétrica TECHCUT 4, vide fotografia 1 e 2:



Fonte: O Autor (2021)

Fotografia 2 – Amostra cortada



Fonte: O Autor (2022)

Foi efetuado um tratamento térmico de envelhecimento artificial nas amostras cortadas, dividido em dois momentos: no 1º momento foi realizado o tratamento térmico completo em 6 amostras e analisado a microdureza Vickers. No 2º momento, foi realizado o tratamento térmico completo nas 6 amostras restantes e analisado a condutividade elétrica.

A etapa de solubilização dos elementos presentes na liga foi realizada em uma mufla. Foi selecionada uma temperatura de 493°C para solubilização, durante 55



minutos, sendo o tempo médio necessário para a solubilização completa de uma amostra com espessura entre 3,16 a 6,35 mm (ABAL, 2011).

Em seguida, as amostras solubilizadas foram resfriadas instantaneamente utilizando água à temperatura ambiente (25 °C) como meio de resfriamento.

A etapa de envelhecimento artificial foi realizada em uma mufla, na temperatura de 188°C, por 10 horas. Quando necessário parar o tratamento térmico no dia, as amostras eram armazenadas em um ultrafreezer a aproximadamente -80 °C.

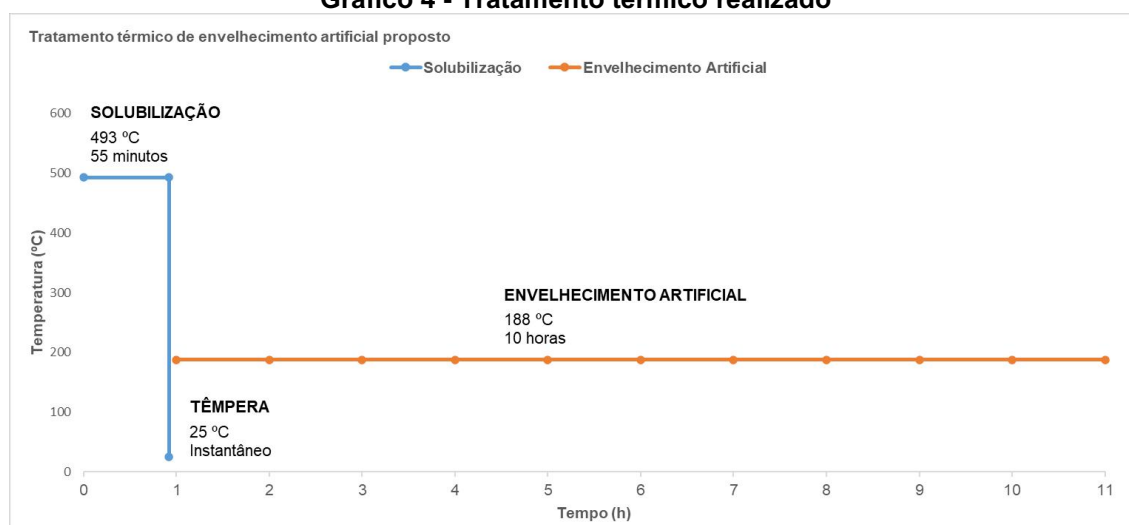
A tabela 5 demonstra o tratamento térmico realizado, também esquematizado no gráfico 4:

**Tabela 5 - Tratamento térmico proposto para a liga AA2024**

Tratamento térmico de envelhecimento artificial	Solubilização	Têmpera	Envelhecimento artificial
<b>Temperatura</b>	493°C	Ambiente (25°C)	188°C
<b>Tempo</b>	55 minutos	Instantâneo	10 horas
<b>Local</b>	Mufla	Água	Mufla

Fonte: O Autor (2021)

**Gráfico 4 - Tratamento térmico realizado**



Fonte: O Autor (2021)

Na fotografia 3 é possível observar o equipamento utilizado para o envelhecimento artificial:

**Fotografia 3 – Equipamento utilizado para o envelhecimento artificial**



**Fonte: O Autor (2021)**

Durante o envelhecimento artificial, as amostras eram retiradas do forno em tempos específicos de envelhecimento (0h, 2h, 4h, 6h, 8h e 10h) e analisadas através de ensaios de microdureza Vickers e de condutividade elétrica.

A tabela 6 descreve os ensaios realizados em função do tempo de envelhecimento artificial. Ressalta-se que o tempo de “0 horas” é o instante após solubilização e têmpera do material.

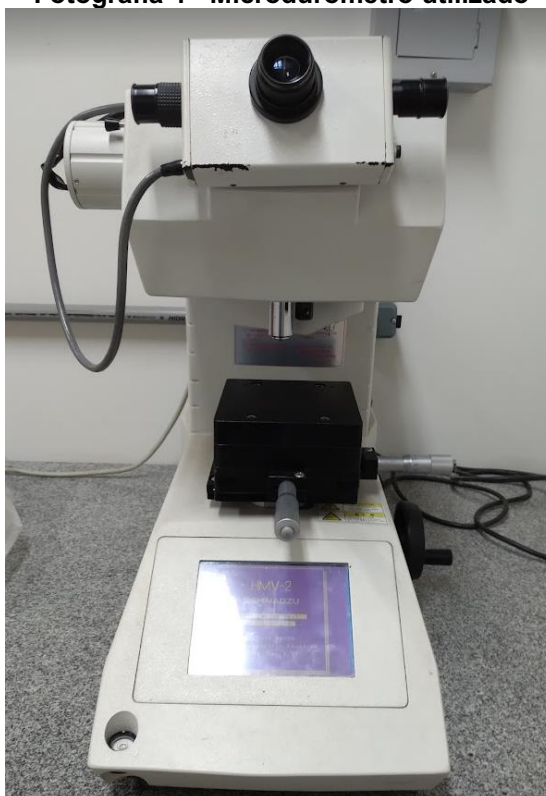
**Tabela 6 - Ensaios realizados**

<b>Ensaio</b>	<b>Tempo de envelhecimento artificial</b>	<b>Quantidade</b>
<b>Microdureza Vickers</b>	0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h	6
<b>Condutividade Elétrica</b>	0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h	6

**Fonte: O Autor (2021)**

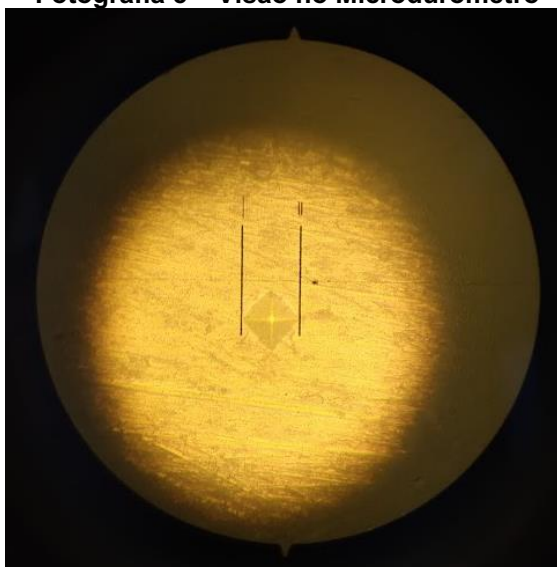
Os ensaios de microdureza foram realizados com o microdurômetro Leica VMHT Mot (fotografia 4) e consistiram em 5 medidas para cada amostra, utilizando a média dos valores como valor representativo e seus respectivos desvios-padrão. A carga, tempo de indentação e velocidade do indentador para todas as análises foram, respectivamente: 1,961 N HV0,2, 15 s e 15  $\mu\text{m/s}$ . Previamente às medidas de dureza, as amostras foram lixadas manualmente em uma lixadeira fixa com fluxo de água, utilizando uma lixa de granularidade 400 até o ponto ideal de visualização no microdurômetro.

**Fotografia 4 - Microdurômetro utilizado**



**Fonte: O Autor (2021)**

Na fotografia 5 é observado a visão do microscópio embutido no microdurômetro durante o processo de medição da dureza:

**Fotografia 5 – Visão no Microdurômetro**

Fonte: O Autor (2021)

Na análise de condutividade elétrica (%IACS) foi utilizado o instrumento SIGMASCOPE® SMP350 (fotografia 6), da marca Helmut Fischer GmbH. Para cada tempo de envelhecimento, foram realizadas 5 medições, à temperatura ambiente, utilizando a média e desvio padrão como valor representativo. Previamente a cada medição, o aparelho era calibrado utilizando-se um padrão de cobre (fotografia 7), cuja condutividade elétrica era de 100,7 %IACS.

**Fotografia 6 – Condutímetro utilizado**

Fonte: O Autor (2021)

**Fotografia 7 – Padrão de cobre para calibração do condutivímetro**



Fonte: O Autor (2021)

Na fotografia 8 é possível observar como o processo de medição da condutividade elétrica da amostra é feito:

**Fotografia 8 – Medição da condutividade elétrica**



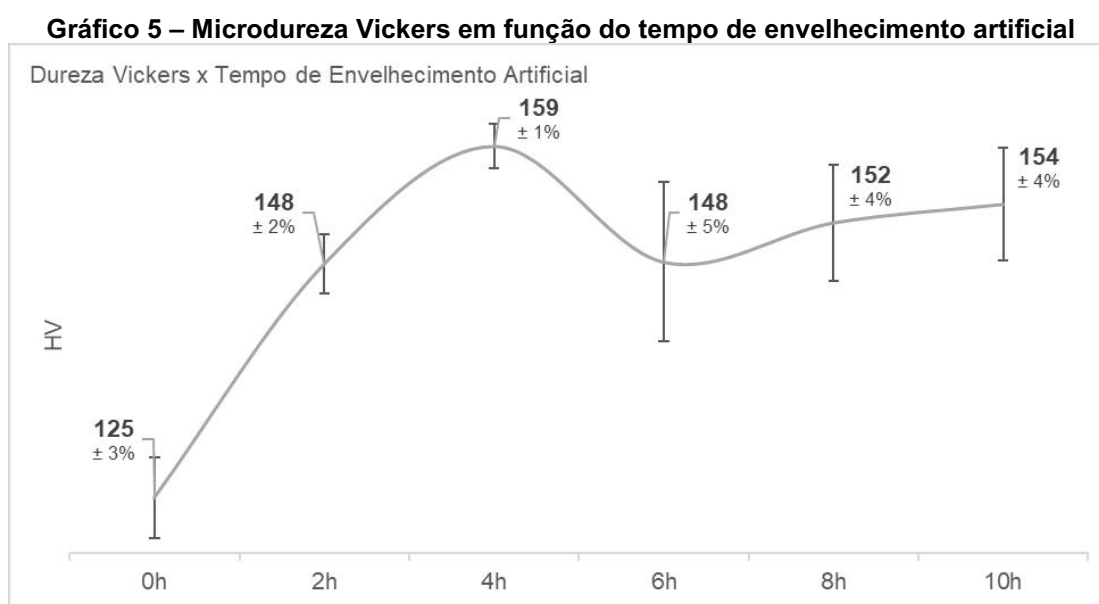
Fonte: O Autor (2021)

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados serão apresentados e discutidos em conjunto.

### 4.1 Microdureza Vickers

A curva de envelhecimento obtida para os ensaios de microdureza Vickers é apresentada no gráfico 5:



O tempo de envelhecimento artificial de “0h” corresponde a etapa logo após o processo de solubilização e têmpera, representando a liga na condição de solução sólida super-saturada. Aqui tem-se a condição de instabilidade termodinâmica, onde a liga tende a precipitar os elementos de liga solubilizados. Observa-se que neste ponto a microdureza Vickers é de  $(125 \pm 3\%)$  HV, sendo menor que a nominal do material como recebido (137 HV), devido ao fato de que todos os elementos endurecedores da liga estarem solubilizados em comparação com os precipitados estabilizados no tratamento térmico do material como recebido.

Com o início da precipitação, é verificado um rápido aumento na microdureza Vickers, aumentando o seu valor para  $148 \pm 2\%$  HV em aproximadamente 2 horas de envelhecimento. A este efeito podemos relacionar à formação dos aglomerados de átomos Cu-Mg (co-clusters), causando uma grande quantidade de tensão no material

devido a diferença de tamanhos entre os átomos do solvente e do soluto (TIRYAKIOĞLU e STALEY, 2003; ASM INTERNATIONAL, 2007; KETGERMAN e ESKIN, 2019). Apesar do rápido aumento na dureza, infere-se que neste ponto os precipitados ainda possuem tamanhos pequenos e distribuição não ideal.

No segundo estágio de endurecimento, temos o pico de dureza do material, sendo que este foi obtido em torno de 4 horas de envelhecimento, com um valor de  $159 \pm 1\%$  HV. A dureza máxima pode ser atribuída à formação da fase S (não coerente com a matriz de alumínio), obtida através da decomposição das zonas de GP/GPB (coerentes com a matriz de Al) e transição da estrutura metaestável S' (semicoerente com a matriz de Al) (TIRYAKIOĞLU e STALEY, 2003; ASM INTERNATIONAL, 2007; KETGERMAN e ESKIN, 2019). Neste caso, os precipitados possuem tamanho e distribuição ideal no material, impedindo o movimento das discordâncias. Comparando o valor máximo de dureza obtido com o valor nominal da liga AA2024-T3 (como recebido), temos um aumento de aproximadamente 16%.

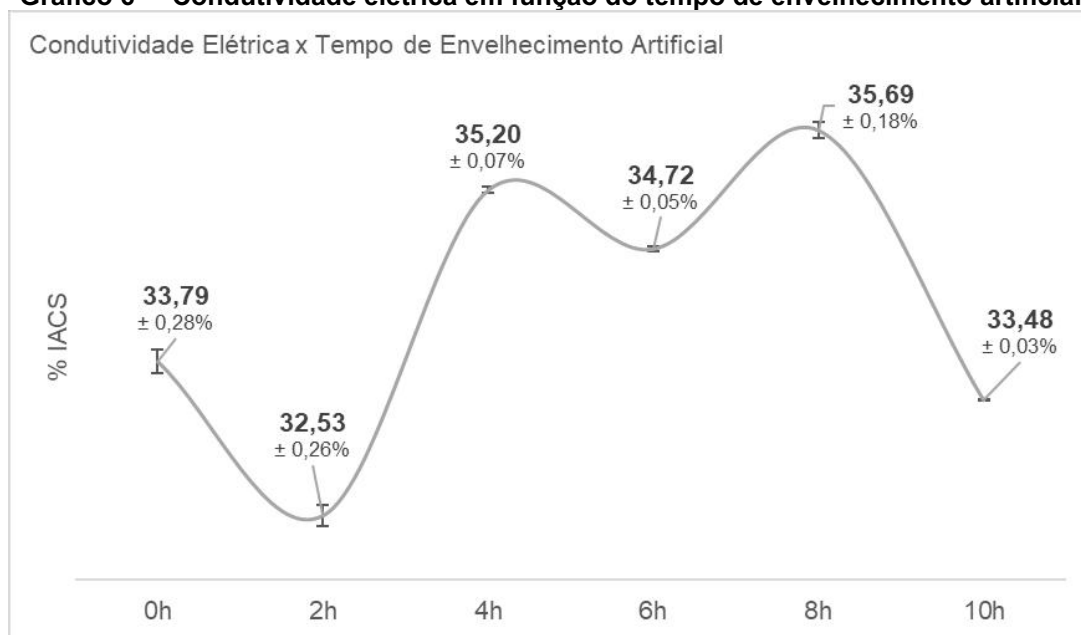
Dados semelhantes podem ser encontrados em Cavalcante e Silva (2016) para o pico de dureza: 3 horas de envelhecimento e aproximadamente 153 HV; e em Yin et al (2016), onde o pico de dureza foi de aproximadamente 145 HV e 4 horas.

Após o pico de dureza (aproximadamente 4 horas de envelhecimento), o material pode ser considerado como estando na condição de super envelhecido. Foi verificado um decréscimo no seu valor de dureza:  $148 \pm 5$  HV (6 horas),  $152 \pm 4$  HV (8 horas) e  $154 \pm 4$  HV (10 horas). Este amolecimento é esperado, e é atribuído aos precipitados estarem grossos e maior distanciados (ABAL, 2011). Porém, não era esperado um comportamento crescente para a dureza nesta condição de super-envelhecimento, e sim apenas uma tendência de diminuição. Discute-se que o desvio padrão das análises nestes últimos casos (6h, 8h e 10h) possui valores maiores do que os tempos anteriores, impactando no comportamento da curva.

## 4.2 Condutividade elétrica

A curva de envelhecimento obtida para os ensaios de condutividade elétrica é apresentada no gráfico 6:

**Gráfico 6 – Condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento artificial**



Fonte: O Autor (2022)

Na etapa de condição de solução sólida super-saturada (tempo de envelhecimento igual a 0h), temos uma condutividade elétrica de  $(33,79 \pm 0,28\%)$  %IACS. Nesta etapa de instabilidade termodinâmica, os elementos de Cu e Mg estão totalmente solubilizados causando uma distorção na estrutura cristalina do metal, o que tende a fazer com que a condutividade elétrica do material seja menor (OLIVEIRA et al, 2018). Porém, comparando com o valor nominal do material como recebido (30 %IACS), a condutividade elétrica é maior. Sugere-se que este fato é devido ao material como recebido já estar em precipitação por um longo período de tempo, gerando precipitados grossos, causando uma dispersão dos elétrons, tendo o seu efeito superior ao efeito da redução da condutividade elétrica devido a distorção na estrutura cristalina do material acima mencionado.

Com o início do processo de envelhecimento, entre 0h e 2h observa-se uma diminuição na condutividade elétrica do material, passando de  $(33,79 \pm 0,28\%)$  %IACS para  $(32,53 \pm 0,26\%)$  %IACS. Essa diminuição pode ser atribuída a dispersão dos



elétrons de condução devido a formação de zonas dispersas com finos precipitados coerentes (ROSEN et al, 1982).

Com o decorrer do tempo então, temos um grande aumento na condutividade elétrica, chegando a  $(35,20 \pm 0,07\%)$  %IACS em 4h,  $(34,72 \pm 0,05\%)$  %IACS em 6h e  $(35,69 \pm 0,18\%)$  %IACS em 8h. Este aumento na condutividade elétrica pode ser explicado pela formação dos precipitados endurecedores S' e S, que purificam a matriz de alumínio dos elementos dispersores de elétrons (cobre e magnésio) (ROSEN, 1982). Estes precipitados aumentam de tamanho cada vez mais com o decorrer do tempo de envelhecimento, tendo também uma melhor distribuição, ou seja, diminuem a dispersão dos elétrons de condução, permitindo uma maior condutividade elétrica no material.

Em aproximadamente 10h, verifica-se uma queda na condutividade elétrica, para um valor de  $(33,48 \pm 0,03\%)$  %IACS. Nesta condição de super-saturamento, sugere-se que a queda na condutividade elétrica é devido aos precipitados terem atingido um tamanho crítico, causando uma dispersão maior dos elétrons de condução devido ao seu maior tamanho e espaçamento.

Resultados similares para as curvas de condutividade elétrica em tratamentos térmicos de envelhecimento artificial análogos foram discutidas por Oliveira et al (2018), Rosen et al (1982) e Rosen (1989).

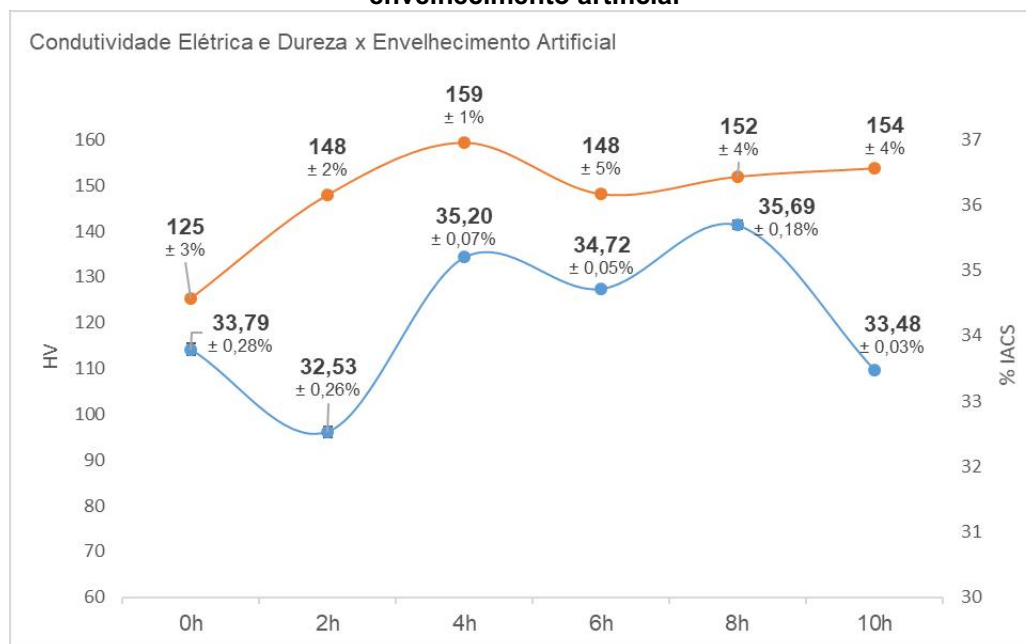
Comparando o material em todos os tempos de envelhecimento artificial analisados versus o material nominal “como recebido”, verifica-se um aumento de aproximadamente 3 pontos percentuais na condutividade elétrica. A este efeito pode-se sugerir que o processo de envelhecimento artificial trouxe uma diferente distribuição dos precipitados devido às maiores temperaturas versus o envelhecimento natural (condição T3), visto que o processo de difusão é termicamente ativado, havendo assim uma diferença na distribuição dos elétrons de condução. Isso é embasado pelo fato de que o envelhecimento em temperaturas mais baixas (abaixo de 165°C), é favorecido a formação de precipitados  $\theta$  Al<sub>2</sub>Cu, já em temperaturas mais altas, a fase S Al<sub>2</sub>CuMg se torna mais predominante (KETGERMAN; ESKIN, 2019).

É importante ressaltar que as medições de condutividade elétrica por si só não são suficientes para uma caracterização microestrutural dos estágios de envelhecimento, e sim apenas um indicativo indireto da condição atual do material.

### 4.3 Correlação entre os resultados

Por fim, o gráfico 7 correlaciona os resultados de dureza e condutividade elétrica obtidos em função do tempo de envelhecimento artificial:

**Gráfico 7 – Correlação entre dureza e condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento artificial**



Fonte: O Autor (2022)

Analisando o gráfico 7 verifica-se que durante o início do envelhecimento (0h a 2h), tem-se um aumento na dureza (125 ± 3% HV para 148 ± 2% HV) do material, porém em contrapartida, a condutividade elétrica diminui (33,79 ± 0,28% %IACS para 32,53 ± 0,26% %IACS). Esses efeitos são esperados, refletindo a formação de finos precipitados coerentes com a matriz de alumínio, dando início a barragem do movimento das discordâncias ao mesmo tempo em que dispersam os elétrons de condução.

Posteriormente, de 2h a 4h, verifica-se tanto um aumento na dureza (148 ± 2% HV para 159 ± 1% HV) quanto um grande aumento na condutividade elétrica (32,53 ± 0,26% %IACS para 35,20 ± 0,05% %IACS), sendo também atingido o pico de dureza do processo realizado. A estes efeitos é atribuído o alcance de uma distribuição e tamanho ideal de precipitados no material, onde sugere-se que há a predominância da fase S no material. Assim, o grau máximo de dureza do processo é obtido ao mesmo tempo em que a condutividade elétrica cresce de maneira intensa.

Na condição de super-envelhecimento (6h, 8h e 10h), a dureza cai como esperado, porém, existe uma flutuação na condutividade elétrica. Sugere-se que estas variações podem representar a purificação da matriz de Al dos elementos de liga e da formação de precipitados com tamanhos críticos (ROSEN et al, 1982).

A tabela 7 resume os resultados obtidos neste trabalho:

<b>Tempo de envelhecimento artificial</b>	<b>0h</b>	<b>2h</b>	<b>4h</b>	<b>6h</b>	<b>8h</b>	<b>10h</b>
<b>Microdureza Vickers (HV)</b>	125	148	159	148	152	154
	±3%	±2%	±1%	±5%	±4%	±4%
<b>Condutividade Elétrica (%IACS)</b>	33,79	32,53	35,20	34,72	35,69	33,48
	±0,28%	±0,26%	±0,07%	±0,05%	±0,18%	±0,03%

**Fonte: O Autor (2022)**

## 5 CONCLUSÃO

Através do envelhecimento artificial proposto, foi possível obter propriedades mecânicas alternativas, considerando as propriedades nominais do material como recebido.

Os ensaios de microdureza Vickers resultaram em uma curva característica de envelhecimento artificial, como demonstrado pela literatura. O aumento rápido na dureza, assim como o pico e subsequente queda na dureza devido ao superenvelhecimento são nítidos, assim como demonstrado no gráfico 5. Em tratamentos similares encontrados na literatura, foram encontrados tempos para o pico de dureza em torno de 4 horas, assim como o obtido neste trabalho. A dureza obtida ao final do tratamento foi superior comparando-se com a condição de envelhecimento natural do material como recebido. Isto demonstra que o mecanismo de precipitação é termicamente ativado, sugerindo uma distribuição e tamanho diferente dos precipitados no material.

Os ensaios de condutividade elétrica permitem informações adicionais para o entendimento do mecanismo de precipitação, através de uma técnica rápida e não-destrutiva. Foi obtido diferentes picos na curva de condutividade elétrica, como demonstrado pelo gráfico 6. A queda da condutividade elétrica no início do processo de envelhecimento artificial é bem representada na literatura, sendo explicada pela dispersão dos elétrons devido a formação de clusters dos elementos de liga.

Em torno de 4 horas de envelhecimento foi observado um grande aumento na condutividade elétrica, no mesmo instante considerado como o pico de dureza do material. Este grande incremento na condutividade sugere que o material atingiu/começou a atingir uma distribuição e tamanho ideal de precipitados, diminuindo o efeito da dispersão dos elétrons pelos elementos de liga, aumentando a condutividade como consequência. Ao final do envelhecimento, a condutividade elétrica do material foi superior ao material em formato como recebido, demonstrando, assim como no ensaio de dureza, a diferença da precipitação do material em função da temperatura de envelhecimento.

É importante atentar que o ensaio de condutividade elétrica por si só não pode representar com exatidão as características microestruturais do material, necessitando de técnicas adicionais.

## REFERÊNCIAS

ABBASIAN, A.; KASHEFI, M.; AHMADZADE-BEIRAKI, E.. **QUALITY CONTROL OF PRECIPITATION HARDENED ALUMINIUM ALLOY PARTS VIA EDDY-CURRENT NONDESTRUCTIVE EVALUATION**. Iranian Journal of Materials Science & Engineering, v. 12, n. 3, 2015.

ASM AEROSPACE SPECIFICATION METALS INC.. **Aluminum 2024-T4; 2024-T351**. Disponível em: <https://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=ma2024t4>. Acesso em: 09 out. 2022.

ASM INTERNATIONAL. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. Ohio: Asm International, 1984. Editor: John E. Hatch.

ASM INTERNATIONAL. **Heat treating**. 10. Ed.. Ohio: ASM International, 2007. (ASM handbook, prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee; Vol. 4).

ASM INTERNATIONAL. **Nondestructive Evaluation and Quality Control**. 9. Ed.. Ohio: ASM International, 2002. (ASM handbook, prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee; Vol. 17).

ASM INTERNATIONAL. **Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. 10. ed. Ohio: ASM International, 2000. (ASM handbook, prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee; Vol. 2).

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Alumínio**: cadeia primária. Cadeia Primária. 2019. Disponível em: <https://abal.org.br/aluminio/cadeia-primaria/>. Acesso em: 26 abr. 2021.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Guia Técnico do Alumínio:** tratamento térmico do alumínio e suas ligas. 2. ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2011. 152 p.

ASKELAND, Donald R.; WRIGHT, Wendelin J.; BHATTACHARYA, D. K.. **Ciência e engenharia dos materiais:** tradução da 3ª edição norte-americana. São Paulo: Cengage Learning Brasil, 2014. Tradução de: Solange Aparecida Visconti.

BREITBARTH, Eric; BESEL, Michael; REH, Stefan. **Biaxial testing of cruciform specimens representing characteristics of a metallic airplane fuselage section.** International Journal of Fatigue, v. 108, p. 116–126, 2018.

CALLISTER JR, William D; RETHWISCH, David G.. **Ciência e Engenharia de Materiais:** uma introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018. Tradução: Sergio Murilo Stamile Soares.

CALLISTER JR, William D; RETHWISCH, David G.. **Ciência e Engenharia de Materiais:** uma introdução. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2021. Tradução: Sergio Murilo Stamile Soares, Luiz Claudio de Queiroz Faria.

CAVALCANTE, Felipe Fernandes; SILVA, Wanderson Santana Da. **Comportamento Mecânico da Liga de Alumínio 2024 Submetida a Diferentes Tempos de Envelhecimento.** HOLOS, vol. 8, maio de 2017, p. 86. Disponível em: <<https://doi.org/10.15628/holos.2016.5182>>. Acesso em: 25 set. 2022.

DAVIS, J. R.. **Alloying: Understanding the Basics**, ASM International, 2001, p351-416. Disponível em: <<https://materialsdata.nist.gov/handle/11115/173>>. Acesso em: 27 abr. 2021.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaios dos Materiais.** 2. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2012.

GHOSH, K.S. **Calorimetric studies of 2024 Al–Cu–Mg and 2014 Al–Cu–Mg–Si alloys of various tempers**. J Therm Anal Calorim 136, 447–459 (2019).

GROOVER, Mikell P.. **FUNDAMENTOS DA Moderna Manufatura**. 5. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2017. 2 v. Tradução: Luiz Claudio de Queiroz; Givanildo Alves dos Santos.

FORTEL (São Paulo). **Produtos**. 2017. Disponível em: <https://fortel.com.br/>. Acesso em: 05 maio 2021.

KETGERMAN, L.; ESKIN, D. **Hardening, Annealing, and Aging**. Em: Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2019. Editores: George E. Totten. Murat Tiryakioğlu; Olaf Kessler.

KIM, Nack J. **Designing with Aluminum Alloys**. Em: Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2019. Editores: George E. Totten. Murat Tiryakioğlu; Olaf Kessler.

MARTIN, J. W. **Precipitation hardening**. 2. ed. Oxford; Boston: Butterworth-Heinemann, 1998.

MEYERS, Marc A.; CHAWLA, Krishan Kumar. **Mechanical behavior of materials**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2009.

OLIVEIRA, Paulo Junho, 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, vol. 930, setembro de 2018, p. 400–04. Disponível em: <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.400>>. Acesso em: 23 out. 2022.

ROSEN, M., et al. **The Aging Process in Aluminum Alloy 2024 Studied by Means of Eddy Currents**. Materials Science And Engineering, n. 53, p. 191-198, 1982.

ROSEN, M. **Eddy Current Analysis of Precipitation Kinetics in Aluminum Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 20, no 4, p. 605–10, abril 1989.

SANTOS, Givanildo Alves dos. **TECNOLOGIA DOS MATERIAIS METÁLICOS: propriedades, estruturas e processos de obtenção**. São Paulo: Érica, 2015.

SKOOG, Douglas A.; HOLLER, F. James; NIEMAN, Timothy A.. **Princípios de ANÁLISE INSTRUMENTAL**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2002. Tradução: Ignez Caracelli [et al.].

SMITH, William F; HASHEMI, Javad. **FUNDAMENTOS DE Engenharia e Ciência dos Materiais**. Porto Alegre: McGrawhill, AMGH, 2012. Tradução: Necesio Gomes Costa, Ricardo Dias Martins de Carvalho, Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **ENSAIOS MECÂNICOS DE MATERIAIS METÁLICOS: fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Blucher, 1982.

STEIN, Ronei Tiago. **MATERIAIS DE CONSTRUÇÃO MECÂNICA**. Porto Alegre: Sagah Educação S.A., 2018.

SVERDLIN, Alexey. **Introduction to Aluminum**, em: Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2019, p. 1327–1345. Editores: George E. Totten. Murat Tiryakioğlu; Olaf Kessler.

TELLES, Pedro C. Silva. **Materiais para Equipamentos de Processo**. Rio de Janeiro: Interciência, 2003.

THE ALUMINUM ASSOCIATION INC. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**: registration record series teal sheets. REGISTRATION RECORD SERIES TEAL SHEETS. 2018. Disponível em:  
<<https://www.aluminum.org/sites/default/files/Teal%20Sheet.pdf>>. Acesso em: 16 mar. 2021.



TIRYAKIOĞLU, Murat; STALEY, James T.. **Physical metallurgy and the effect of the alloying additions in aluminum alloys**, em: Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes. Nova Iorque; Basel: Marcel Dekker, Inc, 2003. 1 v, p.81-211. Editores: George E. Totten, D. Scott MacKenzie.

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, 1 ago. 2005.

YIN, Mei-jie, et al. **Anisotropic and temperature-dependent growth mechanism of S-phase precipitates in Al–Cu–Mg alloy in relation with GPB zones**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, p26 1-11. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64082-7](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64082-7). Acesso em: 15 set. 2022.

**ANEXO A - Lei n. 9.610, de 19 de fevereiro de 1998**



**Presidência da República  
Casa Civil  
Subchefia para Assuntos Jurídicos**

**LEI Nº 9.610, DE 19 DE FEVEREIRO DE 1998<sup>1</sup>.**

**Altera, atualiza e consolida a legislação sobre direitos autorais e dá outras providências.**

**O PRESIDENTE DA REPÚBLICA** Faço saber que o Congresso Nacional decreta e eu sanciono a seguinte Lei:

Título I - Disposições Preliminares

Art. 1º Esta Lei regula os direitos autorais, entendendo-se sob esta denominação os direitos de autor e os que lhes são conexos.

Art. 2º Os estrangeiros domiciliados no exterior gozarão da proteção assegurada nos acordos, convenções e tratados em vigor no Brasil.

Parágrafo único. Aplica-se o disposto nesta Lei aos nacionais ou pessoas domiciliadas em país que assegure aos brasileiros ou pessoas domiciliadas no Brasil a reciprocidade na proteção aos direitos autorais ou equivalentes.

Art. 3º Os direitos autorais reputam-se, para os efeitos legais, bens móveis.

Art. 4º Interpretam-se restritivamente os negócios jurídicos sobre os direitos autorais.

Art. 5º Para os efeitos desta Lei, considera-se:

I - publicação - o oferecimento de obra literária, artística ou científica ao conhecimento do público, com o consentimento do autor, ou de qualquer outro titular de direito de autor, por qualquer forma ou processo;

II - transmissão ou emissão - a difusão de sons ou de sons e imagens, por meio de ondas radioelétricas; sinais de satélite; fio, cabo ou outro condutor; meios óticos ou qualquer outro processo eletromagnético;

III - retransmissão - a emissão simultânea da transmissão de uma empresa por outra;

IV - distribuição - a colocação à disposição do público do original ou cópia de obras literárias, artísticas ou científicas, interpretações ou execuções fixadas e fonogramas, mediante a venda, locação ou qualquer outra forma de transferência de propriedade ou posse;

V - comunicação ao público - ato mediante o qual a obra é colocada ao alcance do público, por qualquer meio ou procedimento e que não consista na distribuição de exemplares;

VI - reprodução - a cópia de um ou vários exemplares de uma obra literária, artística ou científica ou de um fonograma, de qualquer forma tangível, incluindo qualquer armazenamento permanente ou temporário por meios eletrônicos ou qualquer outro meio de fixação que venha a ser desenvolvido;

VII - contrafação - a reprodução não autorizada;

VIII - obra:

a) em co-autoria - quando é criada em comum, por dois ou mais autores;

b) anônima - quando não se indica o nome do autor, por sua vontade ou por ser desconhecido;

c) pseudônima - quando o autor se oculta sob nome suposto;

d) inédita - a que não haja sido objeto de publicação;

e) póstuma - a que se publique após a morte do autor;

f) originária - a criação primígena;

g) derivada - a que, constituindo criação intelectual nova, resulta da transformação de obra originária;

h) coletiva - a criada por iniciativa, organização e responsabilidade de uma pessoa física ou jurídica, que a publica sob seu nome ou marca e que é constituída pela participação de diferentes autores, cujas contribuições se fundem numa criação autônoma;

i) audiovisual - a que resulta da fixação de imagens com ou sem som, que tenha a finalidade de criar, por meio de sua reprodução, a impressão de movimento, independentemente dos processos de sua captação, do suporte usado inicial ou posteriormente para fixá-lo, bem como dos meios utilizados para sua veiculação;

IX - fonograma - toda fixação de sons de uma execução ou interpretação ou de outros sons, ou de uma representação de sons que não seja uma fixação incluída em uma obra audiovisual;

X - editor - a pessoa física ou jurídica à qual se atribui o direito exclusivo de reprodução da obra e o dever de divulgá-la, nos limites previstos no contrato de edição;

XI - produtor - a pessoa física ou jurídica que toma a iniciativa e tem a responsabilidade econômica da primeira fixação do fonograma ou da obra audiovisual, qualquer que seja a natureza do suporte utilizado;

XII - radiodifusão - a transmissão sem fio, inclusive por satélites, de sons ou imagens e sons ou das representações desses, para recepção ao público e a transmissão de sinais codificados, quando os meios de decodificação sejam oferecidos ao público pelo organismo de radiodifusão ou com seu consentimento;

XIII - artistas intérpretes ou executantes - todos os atores, cantores, músicos, bailarinos ou outras pessoas que representem um papel, cantem, recitem, declamem, interpretem ou executem em qualquer forma obras literárias ou artísticas ou expressões do folclore.

Art. 6º Não serão de domínio da União, dos Estados, do Distrito Federal ou dos Municípios as obras por eles simplesmente subvencionadas.

<sup>1</sup> Disponível em: [http://www.planalto.gov.br/ccivil\\_03/leis/l9610.htm](http://www.planalto.gov.br/ccivil_03/leis/l9610.htm).