



Influência das variáveis de tempo e temperatura no tratamento térmico de uma liga de Al Mg Si: modelo de predição de parâmetros e otimização das condições ótimas

Luiz Felipe Lemos da Fonseca (a57292)

Relatório final da unidade curricular de Projeto/Dissertação apresentado à **Escola Superior de Tecnologia e Gestão** para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica no âmbito de dupla diplomação com o **CEFET/RJ**.

Orientadores:

Professor Doutor João Eduardo P. C. Ribeiro

Professor Doutor Raphael Silveira

Bragança, Portugal

Fevereiro de 2024



Influência das variáveis de tempo e temperatura no tratamento térmico de uma liga de Al Mg Si: modelo de predição de parâmetros e otimização das condições ótimas

Luiz Felipe Lemos da Fonseca (a57292)

Relatório final da unidade curricular de Projeto/Dissertação apresentado à **Escola Superior de Tecnologia e Gestão** para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica no âmbito de dupla diplomação com o **CEFET/RJ**.

Orientadores:

Professor Doutor João Eduardo P. C. Ribeiro

Professor Doutor Raphael Silveira

Bragança, Portugal

Fevereiro de 2024

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer a Deus por ter permitido que todas as etapas da minha vida acontecessem conforme Sua vontade.

À minha família - em especial, ao meu irmão Luiz Carlos Lemos da Fonseca e, principalmente, aos meus pais, Luiz Claudio Alves da Fonseca e Marileia Lemos da Fonseca -, dedico gratidão por todo o apoio e suporte dados ao longo dessa trajetória. Consciente dos sacrifícios que fizeram, sinto-me hoje profundamente honrado por poder retribuir o investimento e orgulhoso por ter alcançado este feito. Agradeço-lhes por sempre terem depositado confiança em mim e por acreditarem no meu potencial. Sem o apoio de vocês, eu não poderia ir além.

Aos meus gestores Dagmar Lourenço, Rubens Acácio e Evanildo Soares, expresse também minha gratidão pelo apoio e orientação ao longo desta jornada. Vocês são fontes de inspiração para mim e foram fundamentais para o meu crescimento pessoal e profissional.

A toda a equipe docente e funcionários do CEFET/RJ, agradeço pelos anos enriquecedores de aprendizado e pela oportunidade de participar de um programa de dupla diplomação no Instituto Politécnico de Bragança (IPB).

Aos meus orientadores acadêmicos, João Ribeiro (IPB) e Raphael Silveira (CEFET/RJ), gostaria de agradecer o tempo dedicado em me auxiliar na resolução dos desafios, esclarecimento de dúvidas, sempre com generosidade e dedicação. Aos técnicos do IPB, também agradeço a disponibilidade, apoio técnico e compartilhamento de conhecimento.

Por fim, aos meus amigos e àqueles que fiz ao longo deste percurso acadêmico, agradeço por tornarem mais leve esta jornada desafiadora.

RESUMO

Esta dissertação de mestrado investiga a influência das variáveis de tempo e temperatura no tratamento térmico de uma liga de Al Mg Si. Os tratamentos térmicos são amplamente empregados na engenharia para modificar as propriedades de materiais, através do controle de calor e resfriamento, visando alterações na microestrutura e, consequentemente, melhorias nas propriedades finais. Tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial foram realizados na liga 6082 T651, utilizando o método de Taguchi. Em seguida, avaliaram-se as propriedades mecânicas através de ensaios mecânico e metalográfico, resultando no desenvolvimento de um modelo de regressão linear múltipla para identificar os fatores mais significativos. Tratamentos em temperaturas de envelhecimento elevadas indicaram tendência à formação de precipitados grosseiros e redução da resistência da liga, enquanto tratamentos em temperaturas mais baixas minimizaram a formação de precipitados grosseiros e mantiveram ou melhoraram as propriedades mecânicas. Observou-se que a temperatura de envelhecimento foi a variável que mostrou maior influência, estatisticamente significativa, na predição do limite de resistência mecânica e do limite de escoamento. Com base no modelo e na análise da microestrutura, condições ótimas foram determinadas, resultando em melhoria de 9% no limite de resistência e 8% no limite de escoamento da liga.

Palavras-chave: Liga de Al Mg Si, tratamento térmico, Taguchi, modelo de regressão.

ABSTRACT

This master's thesis investigates the influence of time and temperature variables on the heat treatment of an Al Mg Si alloy. Heat treatments are widely used in engineering to modify the properties of materials through the control of heat and cooling, with the aim of altering the microstructure and, consequently, improving the final properties. Solubilization, quenching and artificial ageing heat treatments were carried out on the 6082 T651 alloy using the Taguchi method. The mechanical properties were then evaluated using mechanical and metallographic tests, resulting in the development of a multiple linear regression model to identify the most significant factors. Treatments at high aging temperatures indicated a tendency towards the formation of coarse precipitates and a reduction in the strength of the alloy, while treatments at lower temperatures minimized the formation of coarse precipitates and maintained or improved the mechanical properties. It was observed that the aging temperature was the variable that showed the greatest influence, statistically significant, in predicting the mechanical strength limit and the yield limit. Based on the model and microstructure analysis, optimum conditions were determined, resulting in a 9% improvement in the ultimate tensile strength and an 8% improvement in the yield strength of the alloy.

Keywords: Al Mg Si alloy, heat treatment, Taguchi, regression model.

Índice

CAPÍTULO 1	1
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO	2
1.2. OBJETIVOS.....	2
1.3. ESTRUTURA DO TRABALHO	3
CAPÍTULO 2	4
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. ALUMÍNIO.....	4
2.2. MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA EM ALUMÍNIO	6
2.3. LIGAS DE ALUMÍNIO.....	7
2.3.1. Ligas de Alumínio 6xxx	10
2.3.2. Liga de Alumínio 6082 T651	11
2.4. TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	11
2.4.1. Solubilização	13
2.4.2. Têmpera.....	15
2.4.3. Envelhecimento	16
CAPÍTULO 3	19
3. MATERIAIS E MÉTODOS	19
3.1. DEFINIÇÃO DO MATERIAL	20
3.2. DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS	21
3.3. SELEÇÃO DA MATRIZ ORTOGONAL DE TAGUCHI.....	23
3.4. USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA	24
3.4.1. Amostras para ensaio de tração	26
3.4.2. Amostras para ensaio de metalográfico	27

3.5. REALIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	28
3.6. PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	30
3.7. REALIZAÇÃO DE ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRÁFICOS	33
3.7.1. Ensaio de tração	33
3.7.2. Ensaio metalográfico	35
3.8. MODELO DE PREDIÇÃO	35
3.8.1. Estatística da regressão	36
3.8.2. Análise da variância	37
CAPÍTULO 4	40
4. RESULTADOS	40
4.1. AVALIAÇÃO DA PROPRIEDADES MECÂNICAS	40
4.2. MODELO DE PREDIÇÃO	50
4.2.1. Limite de resistência mecânica	50
4.2.2. Limite de escoamento	52
4.2.3. Percentual de alongamento	54
4.3. VALIDAÇÃO DO MODELO DE PREDIÇÃO	55
CAPÍTULO 5	57
5. CONCLUSÃO	57
5.1. SUGESTÕES PARA FUTUROS ESTUDOS	59
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	60

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Gráfico adaptado de <i>International Aluminium Institute</i> [1].....	1
Figura 2 - Níveis de resistência mecânica alcançáveis nas ligas de alumínio por tratamento [8]	6
Figura 3 – Divisão dos grupos das ligas de alumínio. Adaptado [11].....	7
Figura 4 - Diagrama de fases hipotético para uma liga que pode ser endurecida por precipitação com composição Co [26]	13
Figura 5 - Diagrama de fases hipotético para uma liga que pode ser endurecida por precipitação com composição Co [26]	14
Figura 6 – Relação entre a resistência ou dureza com o log. do tempo de envelhecimento [26]	16
Figura 7 – Relação entre resistência mecânica e dureza pelo tempo de envelhecimento. Adaptado [33].....	18
Figura 8 - Fluxograma da metodologia adotada.....	19
Figura 9 – Material nas dimensões 30x30x15cm	24
Figura 10 - Divisão do material através de usinagem	25
Figura 11 – Máquina de corte EASANTOS.....	25
Figura 12 - Fresadora CNC <i>Deckel Maho</i> modelo DMC 63V	26
Figura 13 - Corpo de prova de tração usinado.....	26
Figura 14 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de tração	27
Figura 15 - Serra de fita com braço rotativo modelo Optimum S 210G.....	27
Figura 16 – Corpo de prova de metalografia usinado	28
Figura 17 – Forno <i>Fimel</i> modelo EB-TT 110.....	28
Figura 18 – Forno Mufla Estúdio modelo B THERM E 80	28
Figura 19 – Amostras de tração e metalografia aguardando tratamento térmico.....	29
Figura 20 - Recipiente utilizado para têmpera.....	30

Figura 21 – Da esquerda para direita: resina pré-ativada, catalisador e desmoldante....	31
Figura 22 – Embutimento a frio	31
Figura 23 - Polidora <i>Struers LaboPol 25</i>	32
Figura 24 – Amostra final de metalografia.....	32
Figura 25 - Máquina universal de ensaios mecânicos utilizada no ensaio de tração.....	34
Figura 26 – Corpo de prova de tração identificado e demarcado	34
Figura 27 - Microscópio Nikon Labophot.....	35
Figura 28 - Microestrutura da liga 6082 tratada termicamente [43].....	41
Figura 29 - Micrografia amostra A.....	42
Figura 30 - Micrografia amostra B	42
Figura 31 - Micrografia amostra C	43
Figura 32 - Micrografia amostra D.....	43
Figura 33- Micrografia amostra E	44
Figura 34 - Micrografia amostra F	44
Figura 35 - Micrografia amostra G.....	45
Figura 36 - Micrografia amostra H.....	45
Figura 37 - Micrografia amostra I	46
Figura 38 - Micrografia amostra J	46
Figura 39 - Micrografia amostra L	47
Figura 40 - Micrografia amostra M	47
Figura 41 - Micrografia amostra N.....	48
Figura 42 - Micrografia amostra O.....	48
Figura 43 - Micrografia amostra P	49
Figura 44 - Micrografia amostra Q.....	50
Figura 45 - Gráfico de dispersão: limite de resistência mecânica observado e predito..	51

Figura 46 - Gráfico de dispersão: comparação entre limite de escoamento observado e predito.....	53
Figura 47 - Gráfico de dispersão: comparação entre o percentual de alongamento observado e predito.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química ligas série 6000 [15]	10
Tabela 2 - Tratamentos térmicos típicos de solução e precipitação para produtos comerciais de ligas de alumínio [28].....	15
Tabela 3 - Composição química da liga 6082. Valores representados segundo a norma NP EN 573-3.	20
Tabela 4 - Variáveis dos tratamentos térmicos.....	22
Tabela 5 - Matriz ortogonal de Taguchi L ₁₆ (4 ⁵) [34].....	23
Tabela 6 - Combinação de variáveis de tratamentos térmicos	24
Tabela 7 - Método de ataque químico utilizando a solução de Keller [8].....	32
Tabela 8 - Tabela ANOVA para regressão linear múltipla [40].....	38
Tabela 9 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração	40
Tabela 10 - Equações de regressão linear múltipla	50
Tabela 11 - Estatísticas da regressão para o limite de resistência mecânica	51
Tabela 12 - Influência das variáveis no limite de resistência mecânica	52
Tabela 13 - Estatísticas da regressão para o limite de escoamento	52
Tabela 14 - Influência das variáveis no limite de escoamento	53
Tabela 15 - Estatísticas da regressão para o percentual de alongamento	54
Tabela 16 - Justificativas para definição das condições ótimas	55
Tabela 17 - Valores preditos para a condição ótima	56
Tabela 18 - Comparação entre os valores preditos e observados	56

CAPÍTULO 1

1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda global por produtos em alumínio tem provocado um aumento significativo em sua produção nos últimos anos, conforme dados disponibilizados pela *International Aluminium Institute* e exibidos pela Figura 1.

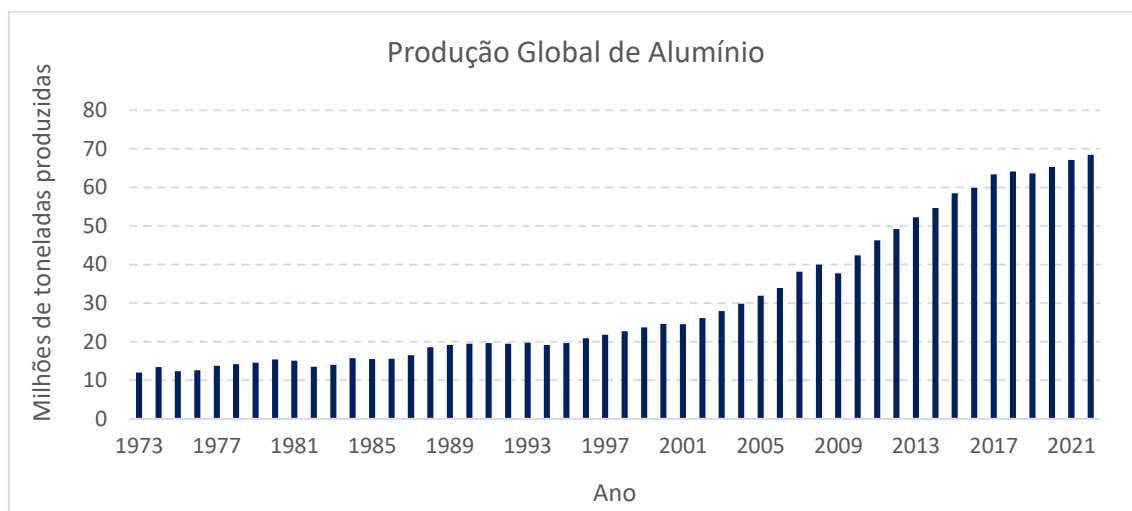


Figura 1 - Gráfico adaptado de *International Aluminium Institute* [1].

A magnitude de produção anual de alumínio, na ordem atual de 68 milhões de toneladas, impulsiona a necessidade de compreender esse material e levanta uma questão fundamental: o que torna o alumínio excepcionalmente procurado e versátil? A resposta a essa pergunta reside em suas propriedades notáveis, que incluem massa específica baixa, resistência à corrosão, durabilidade, aptidão à conformação plástica, ductilidade, condutividade e refletividade.

No entanto, apesar de suas propriedades excepcionais, há ainda muitos aspectos desconhecidos e desafiadores relacionados com o comportamento do alumínio em diferentes contextos e ambientes. A busca por materiais com melhor desempenho tem sido um desafio constante na engenharia. Uma das estratégias mais amplamente adotadas para alcançar esses objetivos é a aplicação de tratamentos térmicos nos materiais, que englobam processos de aquecimento e resfriamento controlados, com o intuito de modificar sua estrutura cristalina, tamanho de grão, distribuição de fases, entre outros parâmetros

relevantes. Tais modificações microestruturais podem resultar em significativas alterações nas propriedades mecânicas, conferindo-lhes maior adequação para uma diversidade de aplicações industriais e tecnológicas.

1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO

Os tratamentos térmicos têm sido amplamente utilizados em diversas áreas da engenharia para alterar as propriedades físicas e mecânicas de materiais. Esses tratamentos envolvem a aplicação de calor e resfriamento controlados para promover mudanças na microestrutura de um material, afetando suas propriedades finais. A compreensão dessas alterações e o estudo de como elas se relacionam com os processos térmicos são essenciais para o desenvolvimento de materiais com características específicas e melhor performance em operações industriais.

1.2. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho baseiam-se em avaliar as alterações nas propriedades mecânicas de uma liga de Al Mg Si resultante de tratamentos térmicos. Para alcançar esse objetivo, serão realizados estudos experimentais, nos quais serão aplicados diferentes tratamentos térmicos a amostras do material. Será investigado como essas mudanças refletem-se nas propriedades mecânicas do material e como esses tratamentos influenciam sua microestrutura, através de um modelo de regressão linear múltipla. Além disso, este trabalho compreenderá uma revisão bibliográfica abrangente para examinar estudos anteriores realizados nessa área, a fim de estabelecer uma base sólida para a análise dos resultados experimentais.

1.3. ESTRUTURA DO TRABALHO

Este trabalho está estruturado em várias seções para facilitar a compreensão e a organização dos resultados obtidos. O primeiro capítulo é a introdução, na qual são apresentados o contexto, os objetivos e a estrutura do trabalho. Em seguida, segue-se a revisão bibliográfica, que fornecerá uma análise aprofundada dos estudos anteriores relevantes sobre ligas de alumínio e tratamentos térmicos. No terceiro capítulo, serão detalhados os materiais e métodos utilizados nos experimentos em laboratório, incluindo a descrição do material de teste, os procedimentos de confecção dos corpos de prova e de tratamento térmico e as técnicas de caracterização empregadas. No quarto capítulo serão apresentados os resultados experimentais obtidos, com ênfase nas propriedades mecânicas e nas mudanças observadas na microestrutura do material. Por fim, no último capítulo, serão apresentadas as conclusões, destacando-se as principais descobertas, suas implicações e direções futuras de pesquisa nesta área.

Com essa estrutura, espera-se contribuir para compreensão mais aprofundada da influência das variáveis de tratamento térmico e das alterações nas propriedades mecânicas da liga de Al Mg Si submetida a um processo de tratamento térmico. Essa pesquisa é relevante para o desenvolvimento de materiais e otimização de processos, o que pode ter impactos significativos em segmentos industriais.

CAPÍTULO 2

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo estão dispostos os estudos que foram utilizados como fonte de informação para a elaboração e desenvolvimento deste trabalho. O mesmo está dividido por assunto para uma melhor apresentação.

2.1. ALUMÍNIO

O alumínio é um dos três metais mais abundantes na crosta terrestre, representado pelo número atômico 13 na tabela periódica, sua popularidade é inegável, sendo o segundo metal mais produzido globalmente, ficando apenas atrás do aço. Desse modo, é o principal metal não ferroso produzido no mundo [2].

Considerado um material preferido para aplicações específicas por causa de suas propriedades únicas [3], o alumínio apresenta diversas características distintas:

- **Peso específico:** uma das características mais marcantes do alumínio é a sua leveza. O seu peso específico é de, aproximadamente, $2,70 \text{ g/cm}^3$, cerca de 35% do peso do aço.
- **Resistência à corrosão:** O alumínio tem uma camada de óxido fina e transparente, que impede o metal de se oxidar mais. Essa característica de autoproteção faz com que o alumínio tenha uma alta resistência à corrosão.
- **Condutibilidade elétrica:** O alumínio puro tem uma condutividade elétrica de 62% da IACS (*International Annealed Copper Standard*), que combinada com a sua baixa densidade significa que um condutor de alumínio pode levar tanta corrente quanto um condutor de cobre que pesa duas vezes mais e custa proporcionalmente mais.
- **Condutibilidade térmica:** o alumínio tem uma condutibilidade térmica 4,5 vezes maior que a do aço.

- Refletividade: O alumínio tem uma refletividade superior a 80%, o que permite o seu amplo uso em iluminação.
- Propriedade antimagnética: Por não ser magnético, o alumínio é usado frequentemente como proteção em aparelhos eletrônicos. Além disso, o metal não gera faíscas, o que é uma característica muito importante para garantir a sua segurança na armazenagem de substâncias inflamáveis ou explosivas, assim como, em caminhões-tanque de transporte de combustíveis.
- Característica de barreira: O alumínio é um elemento importante de barreira à luz, e é resistente à umidade e ao oxigênio, fazendo da folha de alumínio um dos materiais mais versáteis no mercado de embalagens.
- Reciclagem: a característica de poder ser reciclado infinitamente, sem perder as suas propriedades físico-químicas, é uma das principais vantagens do alumínio.

A união dessas características e propriedades evidencia a relevância significativa do alumínio, porém, o alumínio puro apresenta uma resistência mecânica bastante reduzida, fato que o torna, geralmente, inadequado para aplicações que demandam boa resistência mecânica. Ter uma boa resistência mecânica significa ter uma boa capacidade em suportar cargas, é uma propriedade crucial, especialmente para os metais. Portanto, para conferir propriedades mais úteis, é necessário incorporar pequenas quantidades de outros elementos, frequentemente denominados endurecedores, que geralmente não ultrapassam 1%. Essa adição é essencial para melhorar as características mecânicas do alumínio, tornando-o mais adequado para diversas aplicações [4].

Uma limitação que pode ser significativa para aplicações, também associada ao alumínio, reside em sua reduzida temperatura de fusão, aproximadamente, 660 °C, o que impõe restrições à faixa de temperaturas máximas em que o mesmo pode ser empregado [5]. As ligas de alumínio se fundem em temperaturas ainda mais baixas [6].

2.2. MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA EM ALÚMINIO

Um dos principais métodos para aumentar a resistência mecânica dos alumínio é a adição de elementos de liga, como por exemplo: cobre, magnésio, silício, zinco e etc. Esses elementos formam dispersões de segunda fase ou precipitados, que atuam como obstáculos ao movimento das discordâncias, dificultando a deformação plástica e aumentando a resistência do material [7].

Outros métodos de aumento de resistência mecânica incluem tratamentos térmicos controlados e processos de deformação a frio. Algumas literaturas consideram os níveis de resistência mecânica alcançáveis em ligas de alumínio tratáveis termicamente conforme ilustrado, por exemplo, na Figura 2 [8].

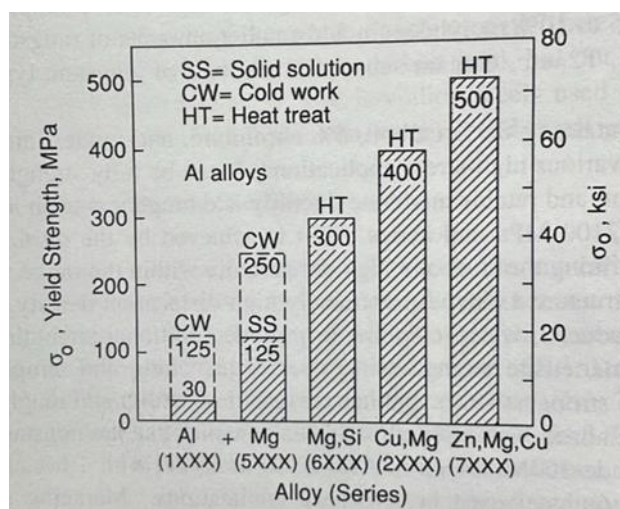


Figura 2 - Níveis de resistência mecânica alcançáveis nas ligas de alumínio por tratamento [8]

2.3. LIGAS DE ALUMÍNIO

Os metais podem ter suas características e propriedades originais alteradas pelas impurezas presentes neles, especialmente pelos elementos que são adicionados. Quando esses elementos são combinados com o metal puro, formam-se as ligas. As ligas têm o propósito de mudar as propriedades dos metais puros comercialmente para satisfazer as demandas específicas de desempenho [9].

Em diversas áreas, mas principalmente as que englobam as indústrias automotivas e a aeronáuticas, as ligas de alumínio de alta resistência são muito utilizadas. Elas se destacam pela sua elevada resistência específica e pela sua boa capacidade de resistir à fadiga, o que possibilita o seu uso para componentes leves e estruturais [10].

As ligas de alumínio destinadas a aplicações mecânicas são classificadas em dois grupos: ligas tratáveis termicamente, que podem ser fortalecidas por tratamento térmico, e ligas não tratáveis termicamente, cuja resistência mecânica só pode ser aprimorada através de deformação a frio [11], na Figura 3 é possível observar-se o esquema da classificação referida neste parágrafo.

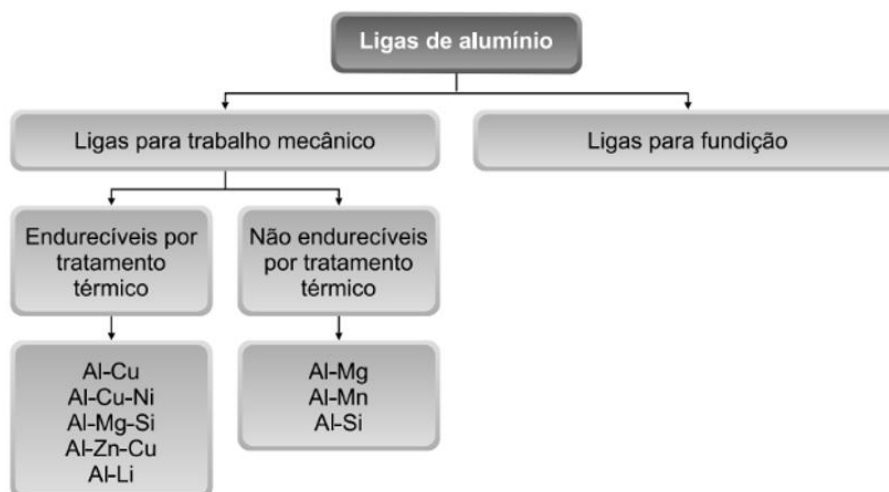


Figura 3 – Divisão dos grupos das ligas de alumínio. Adaptado [11]

Para padronização, a *Aluminium Association* possui um sistema de organização em séries. A nomenclatura dessas séries segue um formato de quatro dígitos, onde cada dígito representa uma categorização específica da liga. O primeiro dígito indica o

elemento principal da liga, enquanto o segundo está associado a modificações realizadas, sendo que o valor zero representa a liga em seu estado original. Os dois últimos dígitos refletem a percentagem de pureza da liga. Desse modo, as ligas de alumínio são classificadas em oito séries, conforme detalhado a seguir [12] [4]:

- 1xxx – Al comercialmente puro (99%). Usado principalmente em condutores elétricos e produtos químicos por suas boas propriedades de condutividade elétrica e resistência à corrosão.
- 2xxx – Cu. Usada principalmente por indústrias aeronáuticas.
- 3xxx – Mn. Tem boa resistência à corrosão e trabalhabilidade. Usado principalmente em produtos arquitetônicos, como calhas, telhados e revestimentos.
- 4xxx – Si. Metal de adição para soldas, pistões forjados de motores.
- 5xxx – Mg. Usada pela indústria náutica, principalmente em cascos de navios.
- 6xxx – Mg e Si. Tem bom equilíbrio entre resistência mecânica e resistência à corrosão. Usado principalmente em construção civil e outras aplicações estruturais.
- 7xxx – Zn. Ligas de alta resistência. Usado principalmente em estruturas e componentes de aeronaves.
- 8xxx – Alumínio com outros elementos de liga que não são usados nas séries anteriores (Ni, Fe, etc.).

O comportamento dos elementos da liga variam conforme a quantidade e a interação existente no material. Existem elementos que dão à liga a sua propriedade principal e elementos que adquirem apenas uma função secundária como, por exemplo, o controle da microestrutura, das impurezas e das falhas que afetam a produção ou a aplicação do produto, os quais devem ser limitados no seu conteúdo máximo [13].

As séries 2xxx, 6xxx e 7xxx fazem parte do grupo das ligas que podem ser tratadas termicamente para aumentar a sua resistência mecânica. O tratamento térmico é designado pela letra T, seguida de um ou mais números que representam as condições do tratamento térmico. Há outras designações de tratamentos térmicos, mas não serão estudados neste trabalho.

Os números de 1 a 10 depois do "T" indicam [14]:

T1 - Resfriado após conformação a alta temperatura: aplica-se a produtos que não recebem trabalho a frio após o resfriamento.

T2 - Resfriado após modelagem a alta temperatura, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente: aplica-se a produtos que recebem trabalho a frio após a conformação a alta temperatura.

T3 - Tratado termicamente em solução, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente: aplica-se a produtos que recebem trabalho a frio após tratamento térmico em solução.

T4 - Tratado termicamente em solução e envelhecido naturalmente: aplica-se a produtos que não recebem trabalho a frio após tratamento térmico em solução.

T5 - Resfriado após conformação a alta temperatura e envelhecido artificialmente: aplica-se a produtos que não recebem trabalho a frio após o resfriamento

T6 - Tratado termicamente em solução e envelhecido artificialmente: aplica-se a produtos que não recebem trabalho a frio após tratamento térmico em solução.

T7 - Tratado termicamente em solução e envelhecido/estabilizado: Aplica-se a produtos forjados ou fundidos envelhecidos artificialmente após tratamento térmico em solução. Busca controlar características importantes, como resistência e estabilidade dimensional.

T8 - Tratado termicamente em solução, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente: aplica-se a produtos que recebem trabalho a frio para aumentar a resistência.

T9 - Tratado termicamente em solução, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio: aplica-se a produtos trabalhados a frio para aumentar a resistência após envelhecimento artificial.

T10 - Resfriado após modelagem a alta temperatura, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente: aplica-se a produtos que recebem trabalho a frio para aumentar a resistência

Podem ser adicionados dígitos extras às designações T1 a T10 para variações no tratamento.

2.3.1. Ligas de Alumínio 6xxx

As ligas da série 6xxx dizem respeito a ligas que apresentam magnésio e silício como principais elementos de liga. O silício e o magnésio permitem a formação de silicato de magnésio (Mg_2Si), fato que as tornam termicamente tratáveis. Em geral, essas ligas apresentam boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão. A liga 6061, por exemplo, é uma das mais usadas para diversas aplicações. Outras ligas dessa série comumente utilizadas são 6005, 6063, 6106 e 6082 [15]. Suas composições químicas de Si e Mg são mostradas na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química ligas série 6000 [15]

Liga metálica	Si (%)	Mg (%)
6005	0,60 - 0,90	0,40 - 0,60
6063	0,20 - 0,60	0,45 - 0,90
6061	0,40 - 0,80	0,80 - 1,2
6106	0,30 - 0,60	0,40 - 0,80
6082	0,70 - 1,3	0,60 - 1,2

A liga 6005, devido à sua menor capacidade de resistir a cargas de impacto, geralmente é evitada em aplicações que exijam elevada resistência mecânica, sendo mais comumente utilizada em contextos comerciais, como por exemplo na fabricação de escadas. Já liga 6063 é preferencialmente utilizada em aplicações arquitetônicas, como na fabricação de perfis para portas e janelas, devido à sua alta extrudabilidade e boa resistência à corrosão. Por outro lado, tanto as ligas 6061 quanto a 6106 são amplamente empregadas em uma variedade de aplicações, presentes em desde veículos até em estruturas arquitetônicas, valorizadas por suas resistências mecânicas, soldabilidades e resistências à corrosão, sendo a liga 6106 especialmente melhor indicada para ambientes mais corrosivos. Por fim, a liga 6082, que apresenta uma resistência mecânica ligeiramente superior às demais, é mais comumente empregada em aplicações estruturais e industriais, onde busca-se uma combinação ideal entre resistência mecânica e resistência à corrosão [14] [15].

2.3.2. Liga de Alumínio 6082 T651

A liga 6082 apresenta uma resistência mecânica moderada, alta resistência à corrosão e excelente soldabilidade. Amplamente empregada em setores como naval, automotivo, elétrico, ferroviário e de peças de precisão [16]. Durante o processo de aquecimento em solução e subsequente resfriamento rápido, o silício e o magnésio na liga formam uma fase intermetálica de Mg_2Si . Além disso, o silício desempenha o papel de reduzir a temperatura de fusão e aumentar a fluidez do alumínio líquido. Já o magnésio contribui significativamente para aumentar a resistência do alumínio, sem prejudicar muito sua ductilidade [14].

A designação T651 da liga trata-se de um processo de aquecimento que consiste em solubilizar seus elementos de liga, reduzir as tensões internas por meio de uma tração controlada (que causa de 1 a 3% de deformação residual) e, depois, envelhecer artificialmente o material. Esse método é utilizado em chapas, placas, barras e anéis laminados ou forjados [17].

2.4. TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Para atender às crescentes demandas de diferentes aplicações, a necessidade de melhorar as propriedades mecânicas de ligas de alumínio tem levado à exploração significativa de tratamentos térmicos, especialmente solubilização e envelhecimento [18]. Estes tratamentos são processos que envolvem controlar o aquecimento e o resfriamento do material, de forma a aproveitar variações no equilíbrio da formação de fases para mudar as características e propriedades dos materiais [9].

Estudos recentes, conduzidos por pesquisadores [19] [20] [21] têm se aprofundado nas complexidades desses tratamentos térmicos. Trabalhos [22] [23] [24] demonstraram que a manipulação das variáveis de tratamento pode influenciar significativamente as propriedades mecânicas das ligas estudadas. O entendimento dessas variáveis é essencial para a maximização dos benefícios obtidos por meio dos tratamentos térmicos,

proporcionando uma abordagem mais refinada e personalizada para as necessidades específicas de diferentes aplicações.

Tratamentos térmicos aplicados nas ligas de alumínio 6082 fazem com que possam adquirir principalmente maiores resistências mecânicas. Conforme detalhado anteriormente, estas ligas têm como principais componentes o magnésio (Mg) e o silício (Si), que formam os precipitados Mg_2Si [15]. Ainda segundo Chauhan, 2017, estes precipitados têm diferentes formatos, e são classificados em três tipos:

- Coerentes [β''] - São os menores compostos de Mg_2Si em forma de agulha. Tem um impacto maior nas características mecânicas quando estão distribuídos de forma mais uniforme;
- Parcialmente coerente [β'] - Se originam a partir dos precipitados β'' , são uma versão maior dos precipitados em formato de agulha. Estes precipitados possuem uma contribuição negligenciável nas propriedades mecânicas;
- Incoerentes [β] - São os maiores precipitados, entre todos, e possuem formato de cubo. Por serem grandes, não contribuem com as propriedades mecânicas.

A solubilidade do Mg_2Si (β) na matriz de alumínio (α) cresce conforme o aumento da temperatura, o que possibilita a solubilização da fase β durante o tratamento térmico de solubilização. O envelhecimento artificial controlado induz a precipitação da fase β a partir da solução sólida supersaturada (SSS), gerando precipitados finos e dispersos que elevam a resistência do material [25].

A liga utilizada no estudo foi previamente submetida ao processo T651 em seu processo de fabricação. Para realização do estudo, foi aplicado o tratamento térmico T6, indicado na Figura 4. Nesse procedimento, o material é aquecido a uma temperatura próxima da temperatura de fusão para o tratamento de solubilização, seguido por um resfriamento rápido até à temperatura ambiente, com o intuito de preservar a microestrutura obtida. Após o tratamento da solução, ocorre um reaquecimento a temperaturas abaixo do ponto de fusão, visando o envelhecimento artificial, antes de ser resfriada novamente a temperatura ambiente [26].

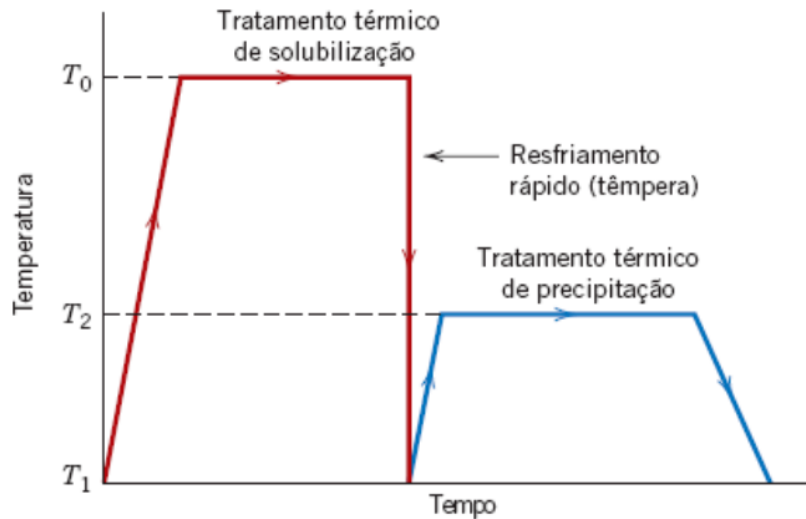


Figura 4 - Diagrama de fases hipotético para uma liga que pode ser endurecida por precipitação com composição C_0 [26]

2.4.1. Solubilização

A capacidade dos elementos de liga se dissolverem na matriz metálica está intrinsecamente ligada à temperatura, sendo um elemento crucial para a formação de uma solução completamente homogênea. Logo, para viabilizar o endurecimento por precipitação, é necessário alcançar uma condição em que a solução sólida esteja supersaturada. Ao submeter a liga a temperaturas elevadas, é possível manter em solução a grande maioria dos elementos responsáveis pelo endurecimento [27].

A solubilização é um tratamento no qual todos os átomos solutos são dissolvidos, formando uma solução sólida monofásica. A Figura 5, ilustra uma liga com composição C_0 . Nesse tratamento, a liga é aquecida até uma temperatura T_0 no campo de fases α , e aguarda-se até que qualquer fase β presente seja completamente dissolvida. Posteriormente, ocorre um resfriamento rápido em têmpera, até à temperatura ambiente T_1 . Esse procedimento previne processos de difusão e a formação associada de qualquer fração da fase β . Dessa forma, cria-se uma condição em que apenas a solução sólida da fase α , enriquecida com átomos de β . Nesse estado, a liga é relativamente dúctil e possui baixa resistência [26].

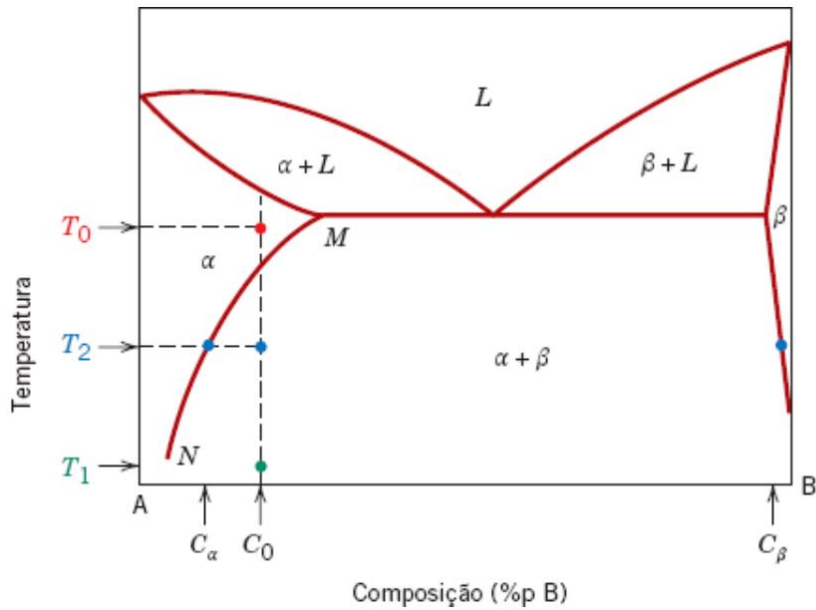


Figura 5 - Diagrama de fases hipotético para uma liga que pode ser endurecida por precipitação com composição C_0 [26]

O tratamento térmico de solubilização então, é responsável por eliminar fases secundárias indesejadas no alumínio, promovendo uma matriz mais homogênea e aumentando a ductilidade do material. É considerada uma etapa crucial para preparar o material para o tratamento subsequente, envelhecimento, onde objetiva-se formação controlada de precipitados para otimização das propriedades mecânicas.

Neste estudo, não foi possível identificar recomendações específicas de temperaturas e tempo de solubilização, nem dos ciclos térmicos subsequentes, para a liga 6082 na literatura. Entretanto, é possível acessar informações sobre variáveis de tratamento térmico em fontes como o ASM Handbook para ligas mais comuns. A Tabela 2 por exemplo, apresenta algumas dessas variáveis para algumas ligas típicas.

Tabela 2 - Tratamentos térmicos típicos de solução e precipitação para produtos comerciais de ligas de alumínio [28]

Alloy	Product form	Solution heat treatment ^(a)			Precipitation heat treatment			
		Metal temperature ^(b)		Temper designation	Metal temperature ^(b)		Time ^(c) , h	Temper designation
		°C	°F		°C	°F		
Al-Cu alloys without magnesium alloying								
2011	Rolled or cold finished rod and bar	525	975	T3 ^(d)	160	320	14	T8 ^(d)
				T4
				T451 ^(e)
2025	Die forgings	515	960	T4	170	340	10	T6
2219 ^(f)	Flat sheet	535	995	T31 ^(d)	175	350	18	T81 ^(d)
				T37 ^(d)	165	325	24	T87 ^(d)
				T42	190	375	36	T62
	Plate	535	995	T31 ^(d)	175	350	18	T81 ^(d)
				T37 ^(d)	175	350	18	T87 ^(d)
				T351 ^(e)	175	350	18	T851 ^(e)

2.4.2. Têmpera

Após a etapa de solubilização, torna-se essencial aplicar um resfriamento rápido da liga, conhecido como têmpera, conforme dito no tópico anterior. Essa ação de resfriamento imediatamente após a solubilização tem como objetivo de reter o precipitado Mg₂Si na matriz sólida após o processo de tratamento térmico. A inserção de um precipitado numa matriz sólida gera considerável tensão devido à disparidade de tamanho entre os átomos do material base e do precipitado [29].

A eficiência da têmpera depende do tipo resfriamento e da duração mesmo. O meio utilizado deve ter bastante volume, de modo a promover resfriamento rápido. Assim, todos os precipitados de Mg_2Si ficam em solução sólida [30].

2.4.3. Envelhecimento

No processo de tratamento térmico de envelhecimento, também chamado de endurecimento por precipitação, a solução sólida supersaturada é aquecida a uma temperatura intermediária T_2 na região bifásica $\alpha + \beta$, onde precipitados da fase β começam a formar-se como partículas finamente dispersas. Após um período adequado de envelhecimento em T_2 , a liga é resfriada até à temperatura ambiente. A resistência mecânica da liga depende tanto da temperatura de precipitação T_2 quanto do tempo de exposição a essa temperatura, enquanto a taxa de resfriamento não é relevante. Em algumas ligas de alumínio, o envelhecimento ocorre naturalmente à temperatura ambiente ao longo de períodos prolongados. A Figura 6 exhibe, esquematicamente, o comportamento de uma liga típica que se endurece por precipitação. A resistência mecânica, por exemplo, aumenta com o tempo, até chegar a um valor máximo, e depois diminui. Esse fenômeno é chamado de superenvelhecimento, e acontece depois de algum tempo que a liga é exposta a determinada temperatura [26].

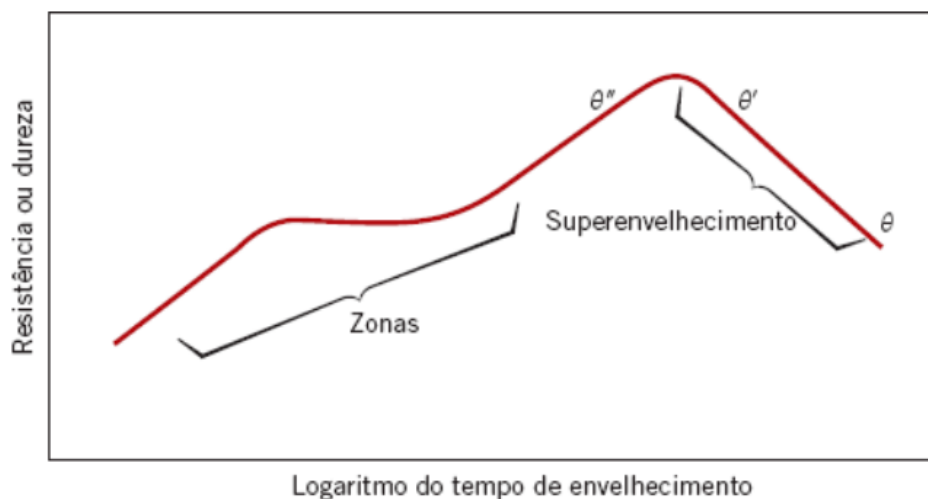


Figura 6 – Relação entre a resistência ou dureza com o log. do tempo de envelhecimento [26]

A sequência de precipitação depende da temperatura, do tempo, das fases dos tratamentos térmicos e da composição química da liga. Em trabalhos práticos, nem todas as fases podem se formar, por causa, por exemplo, de temperaturas muito baixas durante o tratamento térmico, ou podem se transformar rapidamente em outros casos se as temperaturas forem muito altas. Também pode ocorrer a coexistência de mais de uma fase na liga durante o envelhecimento [31].

Tavares, 2016, relata em seu trabalho a existência de autores [32] que investigaram o processo de precipitação em uma liga da série 6xxx. Neste caso, a liga foi submetida a um tratamento de envelhecimento artificial, proporcionando condições favoráveis para o crescimento dos precipitados devido às altas temperaturas. De acordo com os autores, após 5 minutos de envelhecimento, foram formados os primeiros precipitados conhecidos como zonas GP. Esses precipitados resultam da segregação dos átomos de soluto de Mg e Si, apresentam uma forma esférica, distribuição intensa e coerência com a matriz. Posteriormente, após 1 hora de envelhecimento, os pesquisadores observaram a presença de precipitados menores do tipo β'' , com forma de agulhas, que eram coerentes com a matriz, associados à condição correspondente ao pico de envelhecimento da liga. Após 10 horas de envelhecimento, os precipitados predominantes continuaram sendo do tipo β'' , mas pequenos precipitados com morfologia de corda, indicativa da fase β' , também foram identificados pelos autores. Ao atingir 30 horas de envelhecimento, a fase predominante ainda era do tipo β'' , e a fase β' tornou-se mais densa. Por fim, observou-se o surgimento da fase em condições de equilíbrio β , associada às condições de superenvelhecimento da liga.

Microscopicamente, Figura 7, com o passar do tempo de envelhecimento, os precipitados crescem em tamanho, elevando a resistência mecânica da liga e reduzindo a sua ductilidade. A resistência máxima é alcançada se a temperatura de envelhecimento for alta o bastante. Se o envelhecimento prosseguir, o intermédio se desfaz e o volume aumenta, fazendo com que a liga fique menos resistente [33].

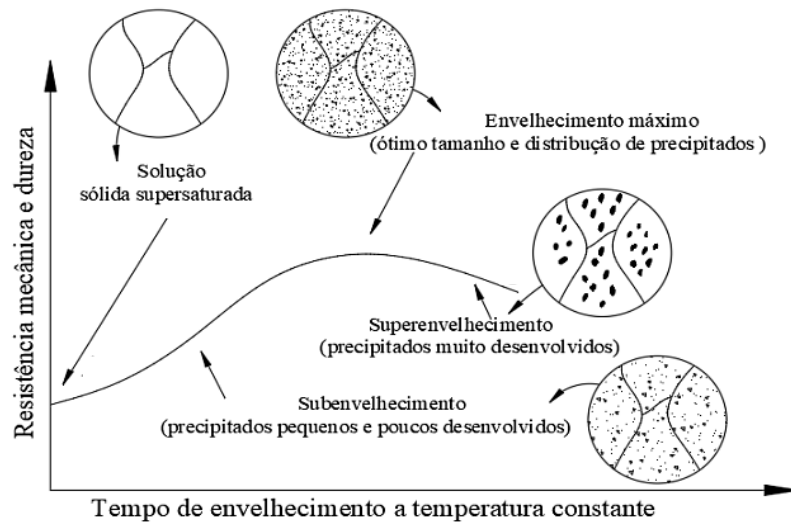


Figura 7 – Relação entre resistência mecânica e dureza pelo tempo de envelhecimento. Adaptado [33]

CAPÍTULO 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os experimentos foram desenvolvidos nas instalações da Escola Superior de Tecnologia e Gestão (ESTiG) do Instituto Politécnico de Bragança, utilizando os equipamentos presentes nos laboratórios de tecnologia mecânica (LTM), estruturas e resistência dos materiais (LERM) e materiais de construção mecânica (LMCM).

Para realizar os experimentos, algumas etapas foram definidas e serão abordadas nesse tópico. A Figura 8 ilustra o fluxo da metodologia empregada neste estudo.



Figura 8 - Fluxograma da metodologia adotada

Os próximos subtópicos fornecem uma descrição detalhada do fluxograma, visando uma compreensão mais aprofundada das técnicas e métodos utilizados.

3.1. DEFINIÇÃO DO MATERIAL

O material utilizado neste projeto foi a liga de alumínio 6082-T651, esta liga foi definida devido às suas propriedades que a tornam especialmente adequada para o escopo deste estudo. A liga 6082 oferece boa usinabilidade e resistência à corrosão, além disso possui resistência mecânica superior às ligas convencionais do mesmo grupo, por exemplo, liga 6061. Os dados de sua composição química estão representados na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química da liga 6082. Valores representados segundo a norma NP EN 573-3.

Elemento químico	Composição química (%)
Si	0,7 - 1,3
Fe	≤ 0,5
Cu	≤ 0,1
Mn	0,4 - 1,0
Mg	0,6 - 1,2
Cr	≤ 0,25
Zn	≤ 0,2
Ti	≤ 0,1

A liga de alumínio 6082-T651 é amplamente utilizada em diversas áreas industriais, conforme relatado nos tópicos anteriores. No contexto deste trabalho, é relevante observar que o material selecionado foi submetido previamente a um tratamento térmico T651 posterior à sua fabricação. Esse tratamento é considerado superior a um tratamento T6 devido a ter um alívio de tensões através do estiramento do material precedido ao estágio de envelhecimento artificial.

3.2. DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS

Para realização dos tratamentos térmicos, foram definidos parâmetros, Tabela 4, com base na literatura e estudos anteriores citados na fundamentação teórica deste trabalho, conforme declarado a seguir:

- Temperatura de solubilização: a temperatura de solubilização precisa ser mantida abaixo da temperatura de fusão da liga para evitar a fusão do material durante o processo. Por outro lado, é fundamental que a temperatura seja suficientemente elevada para permitir a completa dissolução do soluto na matriz. Assim, as temperaturas foram definidas dentro do intervalo de 480°C e 540°C, para evitar a fusão da liga e garantir a dissolução completa do soluto.
- Tempo de solubilização: o período de exposição do material deve ser suficiente para garantir a solubilização da liga. Considerando que diferentes faixas de temperatura de solubilização foram investigadas, definiu-se um intervalo de tempo de solubilização entre 0,5 e 4 horas, de forma a visualizar seus efeitos quando combinados com a temperatura de solubilização.
- Tempo de espera: avaliar os efeitos de envelhecimento natural da liga. Conforme dito no referencial teórico, a liga pode sofrer um processo de envelhecimento artificial, então foi definido um intervalo de até 48 horas para essa avaliação, onde especificamente em um estudo anterior [31], a maior parcela das alterações em sua propriedade ocorreu aproximadamente nesse período.
- Temperatura de envelhecimento: temperatura para alcançar a condição para o fortalecimento da liga. Ao explorar as diferentes faixas de temperatura de envelhecimento, entre 140°C e 260°C, busca-se visualizar o desempenho dos parâmetros mínimos e máximos.
- Tempo de envelhecimento: tempo de exposição necessário para permitir que ocorram as transformações necessárias na estrutura da liga. Considerando também que diferentes faixas de temperatura de envelhecimento foram investigadas, definiu-se um intervalo de tempo de envelhecimento

entre 2 e 24 horas, para visualizar seus efeitos quando combinados com a temperatura de envelhecimento.

Tabela 4 - Variáveis dos tratamentos térmicos

	Variável 1	Variável 2	Variável 3	Variável 4	Variável 5
Níveis	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo de solubilização (horas)	Tempo de espera (horas)	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo de envelhecimento (horas)
1	540	4	48	260	24
2	520	2	24	220	16
3	500	1	12	180	8
4	480	0,5	0	140	2

Dois fatores são especialmente importantes: o tempo e a temperatura nas etapas de solubilização e de envelhecimento. Espera-se também identificar a influência do tempo de espera no processo, visto que, na indústria, devido à disponibilidade de equipamentos e materiais possam ocorrer demoras no tratamento.

3.3. SELEÇÃO DA MATRIZ ORTOGONAL DE TAGUCHI

O método Taguchi é um método estatístico, desenvolvido por Genichi Taguchi, aplicado à otimização de processos e projetos que visa melhorar a qualidade e o desempenho, reduzindo a variabilidade e minimizando o impacto de fatores externos. O emprego do método das matrizes ortogonais de Taguchi é considerado uma ferramenta fundamental para a otimização de experimentos e utilização eficiente de recursos.

A abordagem de Taguchi baseia-se em experimentos planejados nos quais diferentes variáveis (fatores) são sistematicamente ajustadas para observar seus efeitos na resposta do sistema. O modelo de matriz utilizado foi retirado da literatura [34], e está exibido na Tabela 5. A definição da matriz aconteceu através dos números de níveis (4) e fatores (5) declarados na Tabela 4. Esta matriz representa a necessidade de 16 combinações diferentes entre as variáveis a serem trabalhadas.

Tabela 5 - Matriz ortogonal de Taguchi $L_{16} (4^5)$ [34]

$L_{16} (4^5)$					
No.	1	2	3	4	5
1	1	1	1	1	1
2	1	2	2	2	2
3	1	3	3	3	3
4	1	4	4	4	4
5	2	1	2	3	4
6	2	2	1	4	3
7	2	3	4	1	2
8	2	4	3	2	1
9	3	1	3	4	2
10	3	2	4	3	1
11	3	3	1	2	4
12	3	4	2	1	3
13	4	1	4	2	3
14	4	2	3	1	4
15	4	3	2	4	1
16	4	4	1	3	2
Group	1	2			

A Tabela 6 representa a combinação final dos fatores para a realização dos tratamentos térmicos que serão estudados no presente trabalho.

Tabela 6 - Combinação de variáveis de tratamentos térmicos

Tratamentos	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo de solubilização (horas)	Tempo de espera (horas)	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo de envelhecimento (horas)
A	540	4	48	260	24
B	540	2	24	220	16
C	540	1	12	180	8
D	540	0,5	0	140	2
E	520	4	24	180	2
F	520	2	48	140	8
G	520	1	0	260	16
H	520	0,5	12	220	24
I	500	4	12	140	16
J	500	2	0	180	24
L	500	1	48	220	2
M	500	0,5	24	260	8
N	480	4	0	220	8
O	480	2	12	260	2
P	480	1	24	140	24
Q	480	0,5	48	180	16

3.4. USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA

A preparação dos corpos de prova foi realizada utilizando o material disposto em secção quadrada nas seguintes dimensões 30x30x15cm, conforme Figura 9.



Figura 9 – Material nas dimensões 30x30x15cm

Inicialmente, foi efetuada uma operação de corte na placa, com objetivo de separar as amostras a serem utilizadas nos ensaios de metalografia das amostras a serem utilizadas no ensaio de tração, conforme imagem Figura 10. Esta operação foi feita utilizando a máquina de corte EASANTOS, Figura 11.

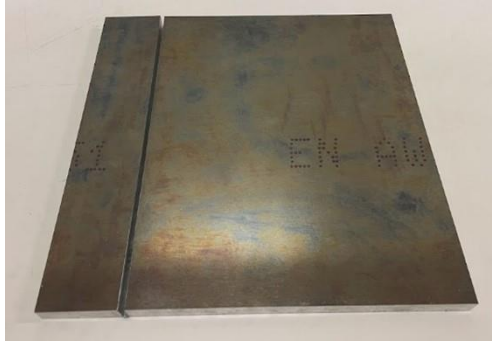


Figura 10 - Divisão do material através de usinagem



Figura 11 – Máquina de corte EASANTOS

É relevante declarar que as amostras para micrografia foram retiradas na direção transversal, e as amostras de tração na direção longitudinal, conforme recomendação da norma ASTM-E3 [35].

3.4.1. Amostras para ensaio de tração

Para usinagem das amostras de tração foi utilizada a fresadora CNC *Deckel Maho*, modelo DMC 63V presente no laboratório LTM (Figura 12).



Figura 12 - Fresadora CNC *Deckel Maho* modelo DMC 63V

Os corpos de prova foram fabricados, Figura 13, com dimensões de acordo com que a norma EN 10002-1 recomenda (Figura 14).

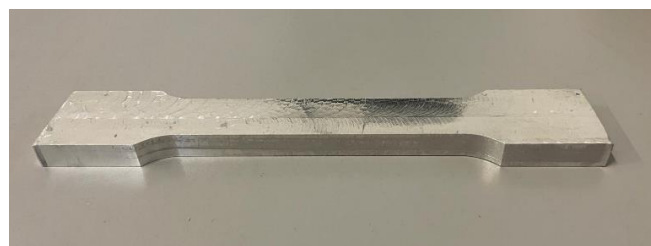


Figura 13 - Corpo de prova de tração usinado

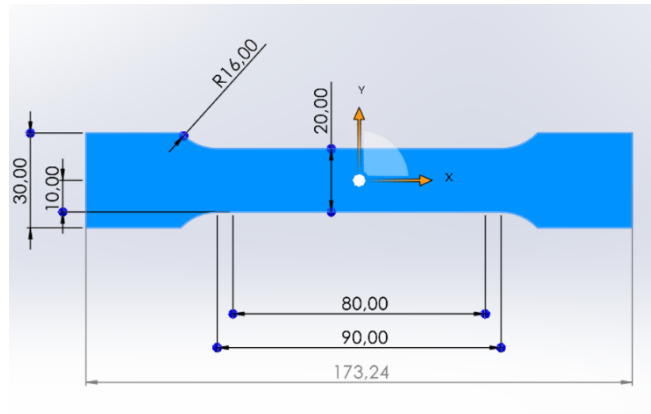


Figura 14 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de tração

3.4.2. Amostras para ensaio de metalográfico

Para usinagem das amostras de metalografia, foi utilizado o equipamento serra de fita com braço rotativo modelo Optimum S 210G, Figura 15, disponível no laboratório LTM, com objetivo de obter corpos de prova nas dimensões aproximadas de 15mm, Figura 16, dentro das especificações do que a norma ASTM-E3-01 sugere.



Figura 15 - Serra de fita com braço rotativo modelo Optimum S 210G



Figura 16 – Corpo de prova de metalografia usinado

3.5. REALIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Após definidos na matriz de Taguchi, e preparados, os corpos de prova foram submetidos aos tratamentos térmicos. Para os diferentes tratamentos térmicos foram utilizando os fornos *Fimel* modelo EB-TT 110, Figura 17, e Mufla Estúdio modelo B THERM E 80, Figura 18, localizados nos laboratórios LERM e LTM, respectivamente.



Figura 17 – Forno *Fimel* modelo EB-TT 110



Figura 18 – Forno Mufla Estúdio modelo B THERM E 80

Ambos os fornos são equipados com um mecanismo automático para configurar as temperaturas e os tempos desejados no tratamento. Para cada um dos experimentos foram realizados ciclos de 2 tratamentos térmicos nos fornos: solubilização e envelhecimento.

Os fornos utilizados possuem uma taxa de aquecimento média próximo de 15°/min, fato que, em média, os levava aproximadamente 35 minutos para atingir a temperatura desejada na solubilização, e 15 minutos para atingir a temperatura desejada no envelhecimento. As amostras, Figura 19, só foram colocadas dentro do forno quando ele atingisse a temperatura desejada, logo, o tempo para o tratamento térmico começou a ser contabilizado a partir de quando a peça fosse inserida no seu interior e a temperatura estivesse estabilizada.



Figura 19 – Amostras de tração e metalografia aguardando tratamento térmico

Em meios práticos, é conhecido a dificuldade em manter-se a temperatura interna do forno de modo totalmente estável. De acordo com os dados exibidos no termopar, os fornos variaram sua temperatura em $\pm 5^{\circ}\text{C}$ no decorrer dos ensaios.

Após manter os corpos de prova pelo tempo planejado, no processo de solubilização, com objetivo de permitir a dissolução dos precipitados solúveis, procedeu-se à têmpera. Para execução do processo de têmpera, utilizou-se um recipiente de 20 litros contendo água, conforme representado na Figura 20. As amostras foram então removidas do forno, e imediatamente resfriadas através de têmpera.



Figura 20 - Recipiente utilizado para têmpera

Para facilitar a observação e compreensão dos tratamentos realizados, foram plotados gráficos de temperatura versus tempo para cada tratamento, e disponibilizados no anexo I deste trabalho.

3.6. PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

A metalografia envolve a análise ou inspeção da estrutura de uma amostra metálica por meio de uma superfície cuidadosamente lixada, polida e tratada com um reagente, quando necessário. Essa prática é de extrema importância para a visualização da microestrutura do material, apesar de explicação para uma falha não costuma vir apenas desse ensaio, mas ele ajuda e reforça os demais testes [6].

Devido ao formato e dimensão do corpo de prova, foram realizados os embutimentos a frio das amostras. O objetivo do embutimento é tornar mais fácil o manuseio de peças pequenas, proteger a lixa ou o pano de polimento de danos e evitar que a superfície fique desregular, fato que dificulta a observação no microscópio.

O embutimento a frio utiliza resinas sintéticas que polimerizam rapidamente. Estas resinas são, geralmente, compostas por dois componentes, a resina pré-ativada e o catalisador que formam um líquido espesso quando misturados, Figura 21. A mistura é então colocada dentro de um molde plástico onde está a amostra, Figura 22. Também é necessário a utilização de um desmoldante no molde plástico para ajudar na, posterior, retirada da amostra.



Figura 21 – Da esquerda para direita: resina pré-ativada, catalisador e desmoldante

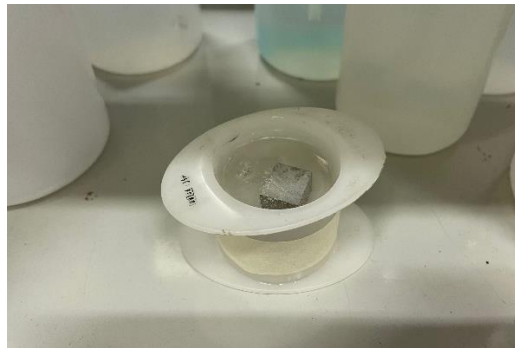


Figura 22 – Embutimento a frio

O lixamento e polimentos nas amostras são etapas posteriores ao embutimento, necessário para a realização da análise micrográfica. Espera-se observar as fases presentes, identificar o tamanho de grão, a natureza, a forma, a quantidade, e a distribuição dos diversos constituintes da liga.

Inicialmente, os corpos de prova foram lixados utilizando lixas d'água de granulação de 280 a 2.500 para redução da rugosidade da amostra, utilizando água para lubrificação durante a operação. Como uma boa prática operacional, a cada substituição da lixa, as amostras foram rotacionadas em 90 graus em relação à orientação anterior de lixamento, buscando assim obter uma superfície progressivamente com menor rugosidade.

Posteriormente, iniciou-se o polimento utilizando-se a Polidora *Struers LaboPol 25*, Figura 23, onde as amostras foram polidas durante tempo necessário para garantir um aspecto espelhado e sem riscos.



Figura 23 - Polidora *Struers* LaboPol 25

Em seguida, as peças foram submetidas a um ataque químico, com o intuito de revelar a microestrutura. O ataque químico ocorreu através de uma solução de Keller, cuja composição química, concentração dos reagentes e procedimento são declarados na Tabela 7.

Tabela 7 - Método de ataque químico utilizando a solução de Keller [8]

Composição	Concentração (ml)	Procedimento
HNO ₃ (ácido nítrico)	2,5	Mergulhar a amostra por 10-20 segundos na solução.
HCl (ácido clorídrico)	1,5	
HF (ácido fluorídrico)	1	
Água destilada	95	

O procedimento de ataque envolveu a imersão das amostras por cerca de 15 segundos na solução. Água morna foi utilizada para remover o reagente e interromper o processo de ataque, assegurando a conclusão adequada da etapa. Posteriormente, a amostra foi limpa com álcool etílico para remover quaisquer resíduos remanescentes da solução de ataque. A amostra final é exibida pela Figura 24.

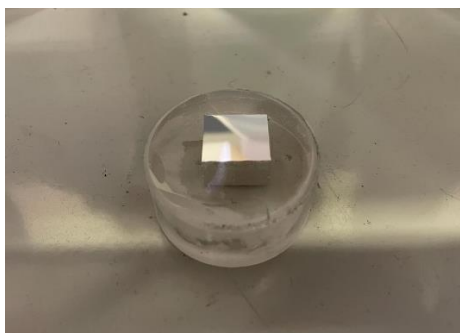


Figura 24 – Amostra final de metalografia

3.7. REALIZAÇÃO DE ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRÁFICOS

3.7.1. Ensaio de tração

O ensaio de tração é um método utilizado para determinar o comportamento de um material quando submetido a uma força de tração. Durante o teste, um corpo de prova é fixa em duas garras opostas de uma máquina de ensaio de tração. A máquina aplica uma força axial crescente à amostra até que ocorra a ruptura. O registro durante o teste inclui a medição da força aplicada e do deslocamento. A partir deste experimento, é gerada uma curva que relaciona a força com a deformação do corpo de prova durante o ensaio, e as propriedades mecânicas obtidas foram:

- Limite de escoamento: indica a tensão que causa uma deformação plástica significativa no corpo de prova. No gráfico tensão versus deformação está localizado no fim da deformação elástica e o começo da deformação plástica, porém é interessante notar que não é possível determinar exatamente este ponto. Para determinar o limite de escoamento foi utilizado um critério de 0,2% de deformação plástica, recomendado pela norma NP EN 10002-1:2006 [36];

- Limite de resistência mecânica: indica o valor máximo de tensão que o material consegue suportar antes de se romper. É medido durante o teste de tração, onde a carga axial é aplicada progressivamente ao corpo de prova até que ocorra sua ruptura. O limite de resistência mecânica é atingido quando ocorre o ponto de máxima tensão no gráfico tensão x deformação;

- Percentual de alongamento: indica a capacidade do material de se deformar plasticamente antes da ruptura. É medido unindo as duas partes do corpo de prova ensaiado, e efetuando a medição do comprimento final do corpo de prova.

Para realização dos ensaios de tração, foi utilizada uma máquina universal Instron 4485, Figura 25, cuja célula de carga possui capacidade de 15 toneladas. Foram realizados à temperatura ambiente com velocidade de deslocamento de 2mm/min. Devido à espessura dos corpos de prova ser superior à capacidade de fixação da garra do extensômetro disponível, não foi possível utilizar o extensômetro durante os ensaios. As

condições do ensaio de tração seguiram as diretrizes estabelecidas na norma NP EN 10002-1:2006 [36].



Figura 25 - Máquina universal de ensaios mecânicos utilizada no ensaio de tração

Antes de realizar os testes, as amostras foram identificadas em cada extremidade para uma melhor organização do material após o ensaio. Além disso, as amostras foram demarcadas para possibilitar a medição do alongamento final, Figura 26.



Figura 26 – Corpo de prova de tração identificado e demarcado

3.7.2. Ensaio metalográfico

A avaliação microestrutural constitui um método que proporciona a visualização de impactos dos tratamentos térmicos. Esses impactos ocorrerem durante o processo de aquecimento, homogeneização ou resfriamento das amostras. Em ligas de alumínio, o ensaio micrográfico, geralmente, apresenta desafios devido, principalmente, à complexidade de suas composições, propriedades mecânicas variadas e características microestruturais distintas.

Contudo, as amostras foram examinadas e captadas micrograficamente utilizando o microscópio *Nikon Labophot*, Figura 27, presente no laboratório LMCM.



Figura 27 - Microscópio Nikon Labophot

3.8. MODELO DE PREDIÇÃO

Um modelo de predição desempenha um papel fundamental na identificação das variáveis mais influentes em um determinado sistema. O modelo desenvolvido nesse trabalho trata-se de um método de regressão linear múltipla, elaborado com dados experimentais definidos e obtidos ao longo do estudo, e permite analisar como o tempo e a temperatura influenciam no tratamento térmico da liga em estudo, buscando prever os parâmetros e otimizar as condições ideais para esse processo.

A regressão linear múltipla é uma ferramenta estatística que explora a relação entre uma variável dependente e outras variáveis independentes. O objetivo é criar um modelo matemático que represente a relação linear entre as variáveis independentes e a dependente [37]. Esse modelo é dado pela Equação 1:

$$Y = \beta_0 + \beta_1x_1 + \beta_2x_2 + \dots + \beta_nx_n + \varepsilon$$

Equação 1

Onde:

- Y é a variável dependente a ser predita;
- x_1, x_2, \dots, x_n são as variáveis independentes;
- $\beta_0, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_n$ são os coeficientes que representam como as variáveis independentes influenciam Y .
- ε é o erro aleatório.

A partir dos dados, os coeficientes β são estimados usando métodos estatísticos, que envolvem operações com matrizes do tamanho do número de amostras. Na prática, utilizou-se o *software Excel* para realização destes cálculos estatísticos e dos subsequentes, neste tópico.

A regressão linear múltipla é uma técnica muito utilizada em várias áreas, como economia, ciências sociais e, principalmente, na engenharia, para modelar e prever fenômenos complexos que envolvem inúmeras variáveis. No entanto, é essencial destacar que a interpretação e validade dos resultados da regressão dependem da adequação do modelo aos dados e de possíveis limitações dele, que podem ser verificados pela estatística da regressão e pelo método de análise de variância.

3.8.1. Estatística da regressão

O coeficiente de determinação múltipla, dado por R^2 , indica o quanto o modelo consegue explicar as variáveis independentes consideradas. Quando o ajuste é bom, o

modelo capta grande parte da variação total e, por isso, o valor de R^2 é quase 1. Ou seja, o coeficiente de determinação é um indicador da qualidade do modelo [38].

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2}{\sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2}$$

Equação 2

Onde

\hat{Y}_i = valores estimados pela equação de regressão;

\bar{Y} = média dos valores observados.

Y_i = valores observados;

3.8.2. Análise da variância

A regressão linear múltipla verifica se os coeficientes (β) das variáveis são nulos ou não, ou seja, se afetam ou não a variável dependente. Assim, há duas hipóteses: $H_0: \beta_0 = \beta_1 = \dots = \beta_k = 0$ ou $H_1: \beta_1 \neq 0, \beta_2 \neq 0, \dots, \beta_n \neq 0$ [39].

Deseja-se saber a influência das variáveis independentes, para isso, é necessário obter resultados que rejeitem a hipótese inicial (H_0), pois se coeficientes β das variáveis independentes forem nulos, estas não influenciaram na predição da variável dependente. Assim, pode-se avaliar a importância de cada uma das variáveis independentes na estimativa da variável independente.

Logo, ao rejeitar a hipótese nula, é possível avaliar a importância de cada uma das variáveis independentes na estimativa da variável dependente, utilizando a análise da variância. A análise da variância é uma técnica estatística, e pode ser consultada através da Tabela 8 [40].

Tabela 8 - Tabela ANOVA para regressão linear múltipla [40]

Fonte de Variação	Soma de Quadrados	g.l	Quadrado médio	F
Regressão (explicada)	$SQ_{Reg} = \sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2$	k	$QM_{Reg} = \frac{SQ_{Reg}}{k}$	$F_{cal} = \frac{QM_{Reg}}{QM_{Erro}}$
Resíduo (Inexplicado)	$SQ_{Erro} = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2$	$n - k - 1$	$QM_{Erro} = \frac{SQ_{Erro}}{n-k-1}$	
Total	$SQ_{Tot} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2$	$n - 1$		

Onde n é o número de amostragens e k é o número das variáveis independentes.

Para este método, são calculadas as variáveis indicadas na Tabela 8 e avalia-se a qual hipótese a variável F atende. Conhecido como teste F de significância global, esse procedimento determina se existe uma correlação estatística entre as variáveis independentes e a dependente no modelo analisado. Assim, se o valor do teste F de significância global for inferior a 0,05, uma incerteza comumente sugerida na literatura, o modelo de observações é considerado aceitável e apresenta uma relação estatisticamente significativa.

3.8.2.1. Teste de significância individual dos regressores

A significância individual dos parâmetros das variáveis do modelo é avaliada pelo teste t de Student, de acordo com as hipóteses definidas na construção do modelo, onde o valor t para cada coeficiente é obtido como o coeficiente estimado dividido pelo seu erro padrão [41], onde:

$$T_{calc} = \left| \frac{b_j}{s(b_j)} \right|$$

Equação 3

Onde:

b_j = coeficiente da variável testada;

$s(b_j)$ = desvio padrão correspondente à b_j .

Posteriormente, um P valor é obtido a partir da distribuição t de Student com $n-k$ graus de liberdade. Cada P valor ligado a um coeficiente mostra, a probabilidade de ver o efeito daquela variável independente na variável dependente, considerando que todas as outras variáveis no modelo sejam constantes.

CAPÍTULO 4

4. RESULTADOS

4.1. AVALIAÇÃO DA PROPRIEDADES MECÂNICAS

A Tabela 9 apresenta os resultados dos ensaios mecânicos realizados na liga.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração

Amostra	Resist. mecânica (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
A	155,82	75,41	20,5%
B	195,06	112,75	15,5%
C	250,45	200,9	14,6%
D	355,55	320,61	16,0%
E	330,53	316,65	12,8%
F	317,11	298,8	13,2%
G	161,13	83,31	19,5%
H	214,34	150,57	16,5%
I	317,26	302,46	12,1%
J	230,93	175,22	14,2%
L	204,20	144,23	13,6%
M	188,4	118,05	15,6%
N	179,98	121,04	15,4%
O	165,59	99,57	17,1%
P	301,24	248,62	18,0%
Q	229,71	181,63	15,1%
Standard*	331,30	304,24	15,8%

(*) Uma amostra, chamada de standard, não foi submetida aos ciclos de tratamento térmico como as demais. Essa amostra foi testada na condição em que a liga foi recebida, fornecendo, assim, uma referência para comparação com as demais amostras submetidas aos tratamentos térmicos específicos.

Os gráficos tensão versus deformação de cada amostra pode ser consultados no anexo II deste trabalho.

Nos próximos itens, os resultados obtidos nos ensaios mecânicos foram correlacionados com as micrografias correspondentes para um entendimento mais completo e detalhado do comportamento mecânico da liga de alumínio 6082 T651 submetida ao tratamento térmico T6.

É possível encontrar micrografias, como mostrado na Figura 28, tanto na literatura [42] quanto em trabalhos científicos [43], nas quais são observadas microestruturas contendo Mg_2Si . Na micrografia, a parte mais clara, conhecida como fase matriz, observa-se a solução homogênea de alumínio, enquanto as partículas em preto representam os precipitados de Mg_2Si .

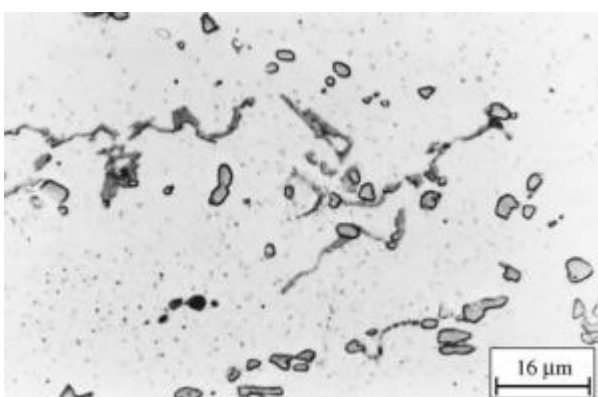


Figura 28 - Microestrutura da liga 6082 tratada termicamente [43]

Não foi possível observar através da micrografia todos os pontos desejados, conforme esperava-se anteriormente, mas foi possível visualizar a forma, quantidade e distribuição dos precipitados, que indicam, principalmente, a qualidade da etapa de envelhecimento da liga.

- Amostra A

Amostra solubilizada a 540°C por 4 horas, teve um tempo de espera entre ciclos térmicos de 48 horas e foi envelhecida a 260°C por 24 horas. Essas condições, mostraram-se as mais desfavoráveis para os limites de resistência mecânica e de escoamento da liga, pois causaram a formação de precipitados grosseiros, além de indicativo da ocorrência de superenvelhecimento, conforme Figura 29.

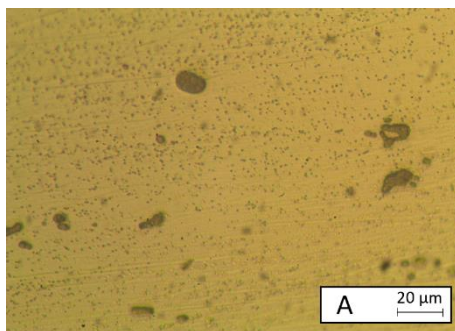


Figura 29 - Micrografia amostra A

- Amostra B

Amostra solubilizada a 540°C por 2 horas, teve um tempo entre ciclos de 24 horas e foi envelhecida a 220°C por 16 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra A, pois reduziu-se o tempo e a temperatura de envelhecimento, mas, ainda assim, causaram a formação de precipitados grosseiros, indicativo que a amostra também sofreu um superenvelhecimento, conforme Figura 30.

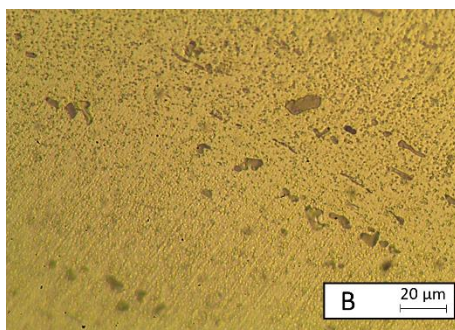


Figura 30 - Micrografia amostra B

- Amostra C

Amostra solubilizada a 540°C por 1 hora, teve um tempo entre ciclos de 12 horas e foi envelhecida a 180°C por 8 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra B, pois reduziram ainda mais o tempo e a temperatura de

envelhecimento, mas, todavia, foram suficientemente altos para formação de precipitados grosseiros, indicando um possível superenvelhecimento, conforme Figura 31.

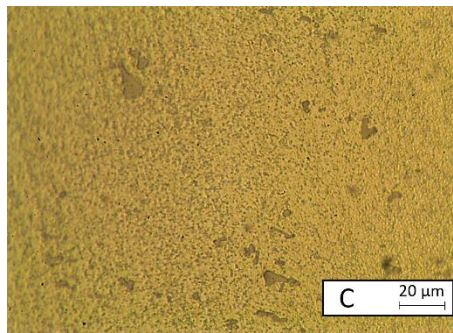


Figura 31 - Micrografia amostra C

- Amostra D

Amostra solubilizada a 540°C por 0,5 hora, não teve tempo entre ciclos e foi envelhecida a 140°C por 2 horas. Essas condições foram as mais favoráveis para a elevada resistência mecânica da liga, pois minimizou-se o tempo e a temperatura de envelhecimento, evitando a formação precipitados grosseiros, e o superenvelhecimento, conforme Figura 32.

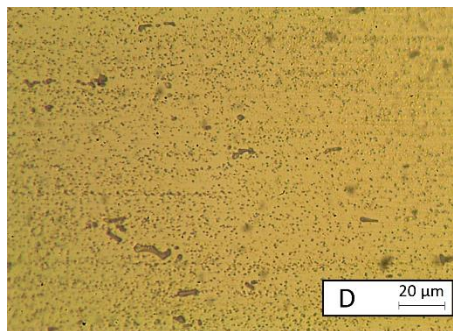


Figura 32 - Micrografia amostra D

- Amostra E

Esta amostra foi solubilizada a 520°C por 4 horas, teve um tempo entre ciclos de 24 horas e foi envelhecida a 180°C por 2 horas. A micrografia da amostra, Figura 33, revela que os precipitados estão bem distribuídos e em tamanhos menores.

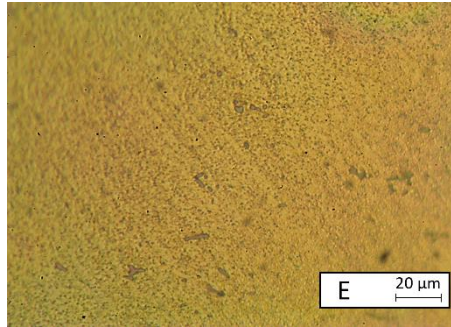


Figura 33- Micrografia amostra E

- Amostra F

Amostra solubilizada a 520°C por 2 horas, teve um tempo entre ciclos de 48 horas e foi envelhecida a 140°C por 8 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra E. A micrografia disponível na Figura 34, apresenta precipitados ligeiramente maiores do que os observados na amostra E.

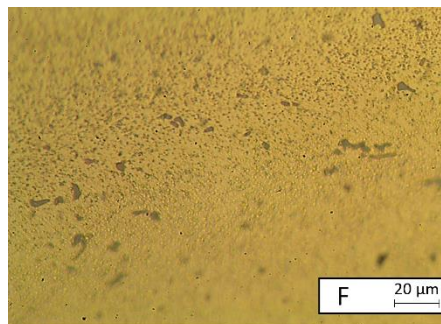


Figura 34 - Micrografia amostra F

- Amostra G

Amostra solubilizada a 520°C por 1 hora, não teve tempo entre ciclos e foi envelhecida a 260°C por 16 horas. A alta temperatura de envelhecimento associada a elevada exposição de tempo causaram um possível superenvelhecimento, conforme os precipitados grosseiros capturados na Figura 35.

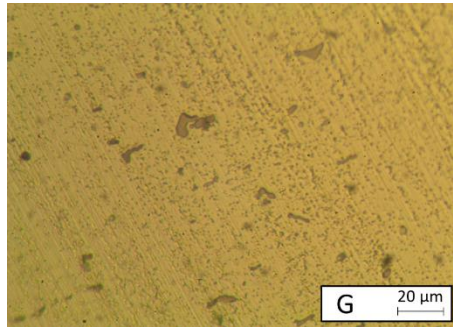


Figura 35 - Micrografia amostra G

- Amostra H

Amostra solubilizada a 520°C por 0,5 hora, teve um tempo entre ciclos de 12 horas e foi envelhecida a 220°C por 24 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra G, pois reduziu-se a temperatura de envelhecimento, mas ainda causou um possível superenvelhecimento, conforme os precipitados de tamanho grande revelados na Figura 36.

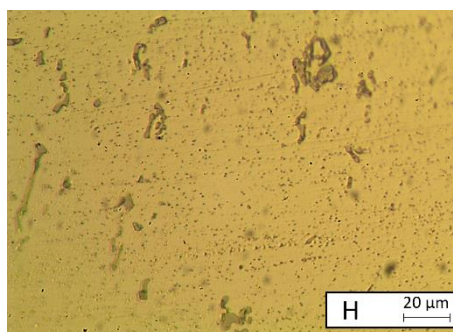


Figura 36 - Micrografia amostra H

- Amostra I

Amostra solubilizada a 500°C por 4 horas, teve um tempo entre ciclos de 12 horas e foi envelhecida a 140°C por 16 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra F, pois reduziu-se a temperatura de envelhecimento. Ainda que os precipitados apareçam mais no formato de placas, fato que sugere uma zona de transição, eles são considerados grandes quando comparados com as amostras de melhor desempenho (E e E), conforme revelado pela Figura 37.

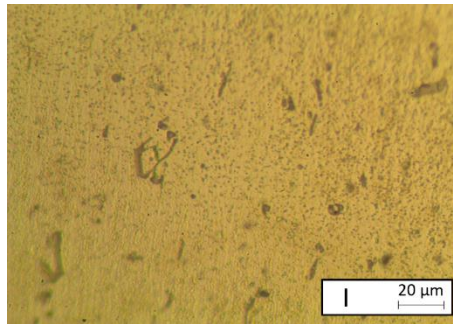


Figura 37 - Micrografia amostra I

- Amostra J

Amostra solubilizada a 500°C por 2 horas, não teve tempo entre ciclos e foi envelhecida a 180°C por 24 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra E, pois, aumentou-se o tempo de envelhecimento. O tamanho dos precipitados sugerem um superenvelhecimento, conforme visto na Figura 38.

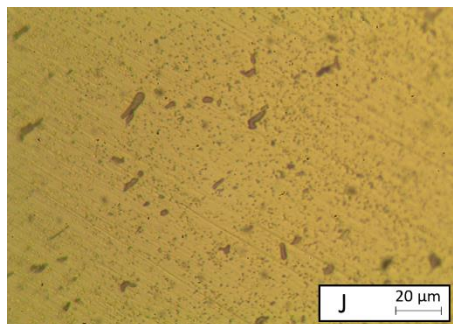


Figura 38 - Micrografia amostra J

- Amostra L

Amostra solubilizada a 500°C por 1 hora, teve um tempo entre ciclos de 48 horas e foi envelhecida a 220°C por 2 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra B, pois reduziu-se o tempo de exposição no envelhecimento. Ainda os precipitados grandes encontrados na Figura 39, sugerem superenvelhecimento da amostra.

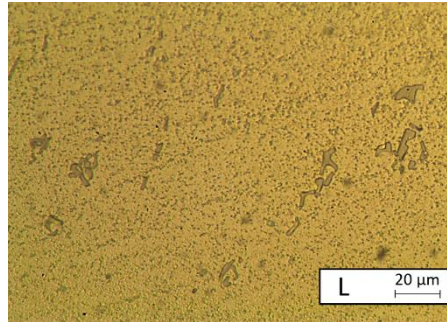


Figura 39 - Micrografia amostra L

- Amostra M

Amostra solubilizada a 500°C por 0,5 hora, teve um tempo entre ciclos de 24 horas e foi envelhecida a 260°C por 8 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis, por exemplo, do que as da amostra A, pois reduziu-se o tempo de exposição no envelhecimento, mas ainda foi suficiente para causar o aparente superenvelhecimento da amostra, conforme indica a Figura 40.

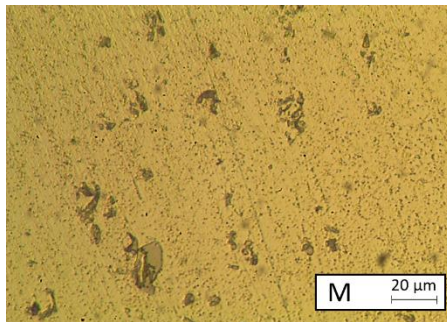


Figura 40 - Micrografia amostra M

- Amostra N

Amostra solubilizada a 480°C por 4 horas, não teve tempo entre ciclos e foi envelhecida a 220°C por 8 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra H, pois reduziu-se o tempo de exposição na etapa de envelhecimento, mas a temperatura de envelhecimento ainda foi suficiente alta para causar um possível superenvelhecimento, conforme observado na Figura 41.

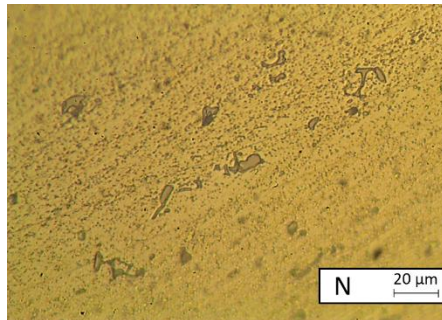


Figura 41 - Micrografia amostra N

- Amostra O

Amostra foi solubilizada a 480°C por 2 horas, teve um tempo entre ciclos de 12 horas e foi envelhecida a 260°C por 2 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra G, pois reduziu-se o tempo de exposição ao envelhecimento, mas a temperatura foi alta o bastante para causar um possível superenvelhecimento, conforme observado os precipitados grosseiros na Figura 42.

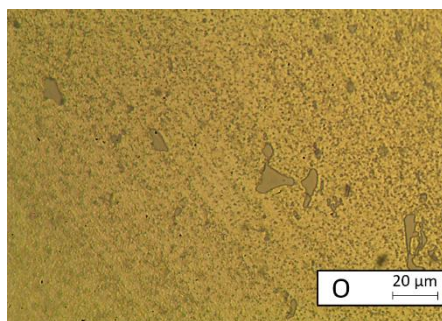


Figura 42 - Micrografia amostra O

- Amostra P

Esta amostra foi solubilizada a 480°C por 1 hora, teve um tempo entre ciclos de 24 horas e foi envelhecida a 140°C por 24 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra I, pois reduziu-se a temperatura e o tempo de exposição da solubilização e aumentou-se o tempo de exposição no envelhecimento. Ainda que haja presença de alguns precipitados com tamanhos maiores, parece haver uma distribuição melhor na amostra, conforme indicado pela Figura 43.

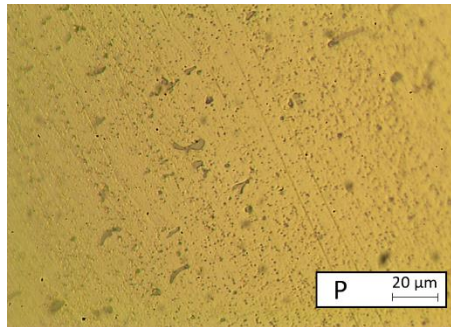


Figura 43 - Micrografia amostra P

- Amostra Q

Amostra foi solubilizada a 480°C por 0,5 hora, teve um tempo entre ciclos de 48 horas e foi envelhecida a 180°C por 16 horas. Essas condições foram menos desfavoráveis do que as da amostra E, pelo tempo de exposição longo a um temperatura média no envelhecimento. Quando comparada com a amostra E, esta microestrutura revela-se com maiores precipitados, conforme indica Figura 44.

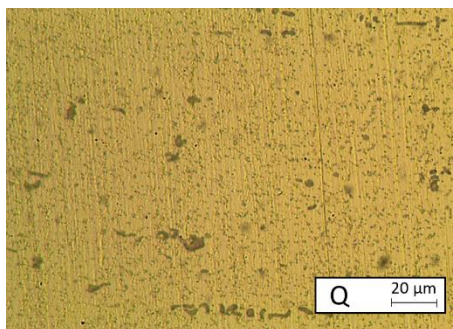


Figura 44 - Micrografia amostra Q

4.2. MODELO DE PREDIÇÃO

As equações desenvolvidas pelo modelo que descrevem a relação entre as variáveis estudadas são expressas na Tabela 10.

Tabela 10 - Equações de regressão linear múltipla

Propriedade Mecânica	Equação
Limite de resistência mecânica	$Y = 313,96 + 0,40x_1 + 1,49x_2 - 0,09x_3 - 1,32x_4 - 1,60x_5$
Limite de escoamento	$Y = 364,09 + 0,36x_1 + 5,79x_2 - 0,039x_3 - 1,71x_4 - 2,47x_5$
Percentual de alongamento	$Y = 0,03 + 0,00x_1 - 0,00x_2 - 7,40x_3 + 0,00x_4 + 0,00x_5$

4.2.1. Limite de resistência mecânica

A partir do modelo obtido para a variável limite de resistência, foi encontrado o coeficiente de determinação múltipla (R^2) que apresentou um valor igual 0,90 ou seja 90% da variação pode ser explicado pelas variáveis incluídas no modelo de regressão. Este valor indica que o modelo explica uma quantidade muito alta da variação no limite de resistência mecânica da liga, fato que é altamente desejável.

A análise de variância mostrou, através do F de significância global apresentado na Tabela 11, que a hipótese nula (H_0) de não haver regressão é rejeitada, isto é, o modelo é significativo a um nível de significância de 0,05, pois o valor do F de significância global é 0,000. Um valor de 0,000 indica que o modelo é altamente significativo estatisticamente, significando que pelo menos uma das variáveis independentes tem um efeito significativo no limite de resistência mecânica da liga.

Tabela 11 - Estatísticas da regressão para o limite de resistência mecânica

Propriedade Mecânica	R²	F de significância global
Limite de resistência mecânica	0,900	0,000

A Figura 45 exibe que o resultado está disposto em aproximação linear, indicando uma linearidade satisfatória, ou seja, as previsões aproximam-se dos valores observados.

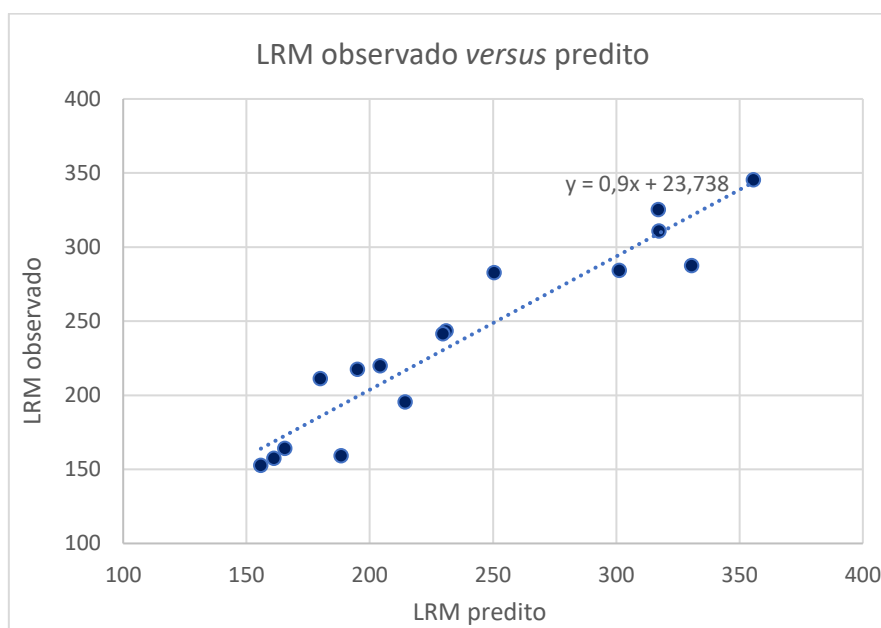


Figura 45 - Gráfico de dispersão: limite de resistência mecânica observado e predito

Os dados do modelo de regressão, disponíveis na Tabela 12, mostram que a temperatura de envelhecimento é altamente significativa na previsão da propriedade mecânica, com um coeficiente negativo indicando uma influência significativa e um P valor muito baixo (0,000), confirmando a relação estatística. Dessa forma, o coeficiente negativo de -1,3 estima que um aumento na temperatura de envelhecimento está associado

com a diminuição no limite de resistência da liga. Temperaturas mais altas exercem um impacto negativo mais significativo no limite de resistência mecânica da liga.

O tempo de envelhecimento também apresenta um coeficiente negativo, sugerindo uma possível influência negativa na propriedade mecânica, embora seu P valor (0,067) esteja próximo do limite de significância convencional (0,05), indicando uma relação possivelmente significativa, mas com menos confiança estatística. As outras variáveis (temperatura e tempo de solubilização, tempo entre ciclos) não mostraram uma influência estatisticamente significativa no limite de resistência mecânica da liga.

Tabela 12 - Influência das variáveis no limite de resistência mecânica

Variáveis	Coefficientes	P valor
Temperatura de solubilização (°C)	0,40425	0,191
Tempo de solubilização (horas)	1,489478261	0,763
Tempo entre ciclos (horas)	-0,094797619	0,799
Temperatura de envelhecimento (°C)	-1,3179375	0,000
Tempo de envelhecimento (horas)	-1,600463636	0,067

4.2.2. Limite de escoamento

A Tabela 13 indica a qualidade do ajuste do modelo para prever o limite de escoamento para o material. Um R^2 de 0,899 significa que, aproximadamente, 90% da variabilidade observada no limite de escoamento pode ser explicada pelas variáveis incluídas no modelo de regressão. Já o F de significância global de 0,00 indica que o modelo de regressão é, estatisticamente, significativo e com um nível de significância de 0,05 (ou 5%), ou seja, há evidências estatísticas para suportar a utilidade do modelo na previsão do limite de escoamento da liga.

Tabela 13 - Estatísticas da regressão para o limite de escoamento

Propriedade Mecânica	R^2	F de significância global
Limite de escoamento	0,899	0,000

A Figura 46 mostra que os valores preditos estão dispostos em aproximação linear, indicando uma linearidade satisfatória.

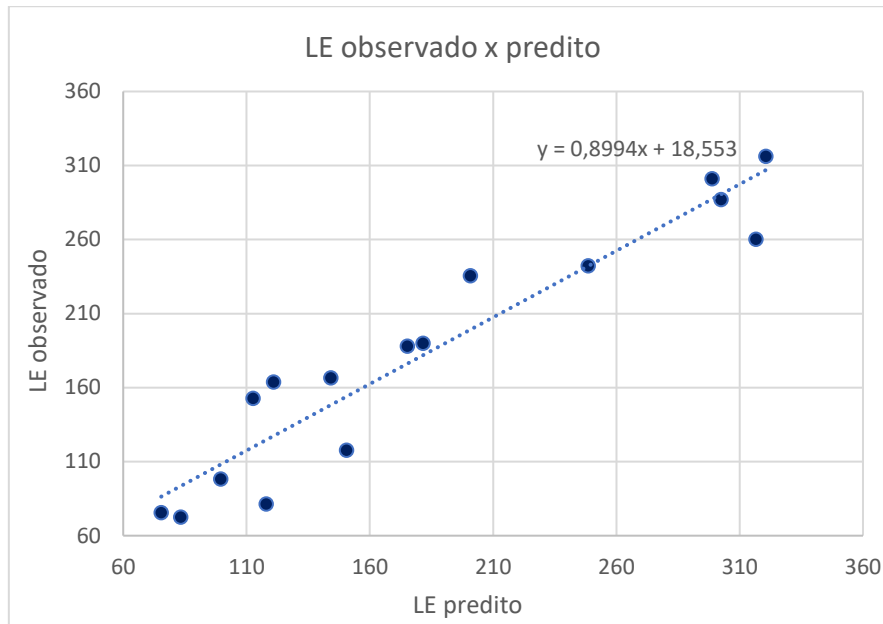


Figura 46 - Gráfico de dispersão: comparação entre limite de escoamento observado e predito

Quanto às variáveis, a temperatura e o tempo de envelhecimento demonstraram ter uma influência estatisticamente significativa na resposta, com coeficientes negativos, disponíveis na Tabela 14. Os coeficiente negativos sugerem que a temperatura e o tempo de envelhecimento têm influência negativa no resultado, ou seja, um aumento dessas variáveis está associado a uma diminuição significativa no limite de escoamento da liga.

As demais variáveis (temperatura e tempo de solubilização e tempo entre ciclos) não apresentaram uma relação estatisticamente significativa com a resposta, conforme indicado por P valor. Este fato destaca a importância estatística da temperatura e tempo de envelhecimento em relação às outras variáveis consideradas no modelo.

Tabela 14 - Influência das variáveis no limite de escoamento

Variáveis	Coefficientes	P valor
Temperatura de solubilização (°C)	0,35725	0,366
Tempo de solubilização (horas)	5,791217391	0,379
Tempo entre ciclos (horas)	-0,03872619	0,937
Temperatura de envelhecimento (°C)	-1,7051625	0,000
Tempo de envelhecimento (horas)	-2,474754545	0,035

4.2.3. Percentual de alongamento

O modelo para a variável de alongamento apresentou um R^2 de 0,52, Tabela 15, o que significa que aproximadamente 52% da variabilidade observada no percentual de alongamento pode ser explicada pelas variáveis incluídas no modelo de regressão. Esse valor indica que o modelo explica uma quantidade moderada da variação na propriedade mecânica.

O valor do F de significância global é 0,14. Um valor de 0,14 sugere que o modelo pode não ser estatisticamente significativo a um nível de confiança de 95%.

Tabela 15 - Estatísticas da regressão para o percentual de alongamento

Propriedade Mecânica	R^2	F de significância global
Percentual de alongamento	0,52	0,14

Apesar do valor relativamente alto do teste F de significância global para o modelo, o gráfico de dispersão, Figura 47, revela uma correlação aproximadamente linear. Essa observação sugere que, embora o modelo estatístico não tenha demonstrado uma relação significativa entre as variáveis independentes e a variável dependente, há uma tendência de associação linear entre elas.

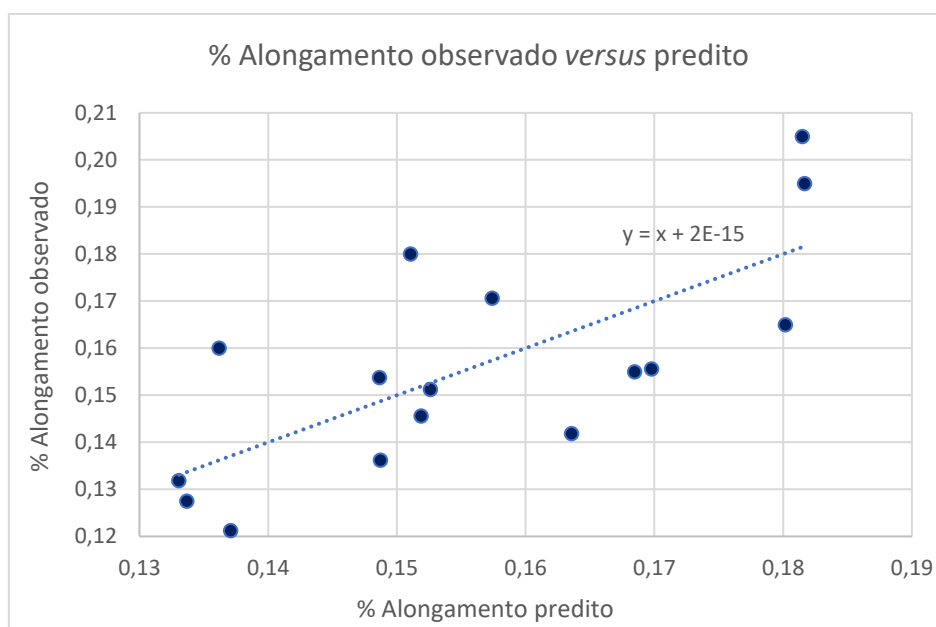


Figura 47 - Gráfico de dispersão: comparação entre o percentual de alongamento observado e predito

4.3. VALIDAÇÃO DO MODELO DE PREDIÇÃO

A partir do entendimento das influências das variáveis de tempo de temperatura nos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento e através da avaliação das propriedades mecânicas e da modelagem feita com o uso de regressão linear múltipla, os parâmetros gerados para cada situação objetivaram-se a validação do modelo.

Foram definidos novos parâmetros, considerados ótimos baseado nos resultados anteriores, conforme a justificativa na Tabela 16.

Tabela 16 - Justificativas para definição das condições ótimas

Variável	Valor	Justificativas
Temperatura de solubilização (°C)	510	A temperatura e o tempo de solubilização foram determinados pela média dos valores das variáveis no ciclo térmico de solubilização, considerando que essas variáveis não mostraram influência estatisticamente significativa nas propriedades mecânicas do material, e temperaturas muito altas e tempos de exposição elevados não são energeticamente eficientes.
Tempo de solubilização (horas)	2	
Tempo de espera (horas)	0	O tempo de espera foi estabelecido em 0 horas com base na análise que indica que esse tempo não teve influência estatisticamente significativa nas propriedades mecânicas.
Temperatura de envelhecimento (°C)	140	A temperatura de envelhecimento foi determinada em 140°C com base em sua melhor performance nos resultados. Da mesma forma, o tempo de envelhecimento também tem influência significativa na propriedade mecânica, indicado pelo coeficiente negativo e um valor p próximo do limite de significância convencional (0,05). Assim, o tempo de envelhecimento foi definido com base na média dos menores tempos utilizados, considerando seu possível menor impacto em comparação com a temperatura.
Tempo de envelhecimento (horas)	5	

A partir das equações de regressão lineares múltipla, utilizando o modelo proposto neste trabalho foram preditos os valores do limite de resistência mecânica e limite de escoamento, conforme Tabela 17. Os gráficos tensão x deformação da amostra de validação também pode ser consultado no anexo II deste trabalho.

Tabela 17 - Valores preditos para a condição ótima

Validação	Limite de resistência mecânica predito (MPa)	Limite de escoamento predito (MPa)
#	330,59	306,77

Para efeitos comparativos, tem-se que:

Tabela 18 - Comparação entre os valores preditos e observados

Variável	Valor predito	Valor observado	Precisão do modelo (%)
Limite de resistência mecânica (MPa)	330,59	365,16	90,53
Limite de escoamento (MPa)	306,77	329,15	93,20

Conforme observado na Tabela 18 , a precisão do modelo para estas predições foi maior do que o R^2 estabelecido em cada equação.

CAPÍTULO 5

5. CONCLUSÃO

O propósito deste estudo foi investigar a influência das variáveis de tempo e temperatura no tratamento térmico de uma liga Al Mg Si. Para isso, foram conduzidos tratamentos térmicos específicos, seguidos por ensaio mecânico e metalográfico para avaliar as propriedades da liga. Um modelo preditivo foi desenvolvido para entender a influência das diferentes variáveis de processo e avaliar condições ótimas para o tratamento dessas ligas.

Verificou-se que amostras submetidas a tratamentos térmicos de envelhecimento com temperaturas elevadas (A, G, O, N, M, B, L e H), apresentaram uma tendência significativa à formação de precipitados grosseiros e indicativo de superenvelhecimento. Fato que resultou em uma diminuição das resistências da liga, indicando que exposição prolongada a altas temperaturas teve efeitos adversos nas propriedades da liga.

Por outro lado, as amostras submetidas a condições de tratamento térmico mais curtas (D e E), caracterizadas por temperaturas e tempos de envelhecimento mais baixos, demonstraram-se mais favoráveis. Essas condições minimizaram a formação de precipitados grosseiros e o superenvelhecimento, contribuindo para a manutenção ou mesmo o aumento das propriedades mecânicas da liga.

Todavia, as amostras submetidas a condições de tratamento moderadas (I, F, P, C e J), caracterizadas por temperaturas de envelhecimento baixas, porém com tempo de exposição médio a alto, apresentaram pior desempenho em comparação com aquelas submetidas a condições de tratamento térmico mais curtas (D e E).

É importante destacar que, embora este estudo tenha investigado uma liga previamente submetida a tratamento térmico, os resultados podem ser significativamente diferentes se o material estiver na condição fundida. Por exemplo, um curto tempo de exposição e temperaturas moderadas durante o envelhecimento pode induzir a um processo de subenvelhecimento da liga, ao contrário da liga 6082 T651, que demonstrou melhor desempenho em temperaturas e tempos de exposição mais baixos.

Utilizando análise estatística e técnicas de modelagem, foram identificadas as variáveis mais significativas para o resultado. Conclui-se que a temperatura de envelhecimento é a mais relevante na predição do limite de resistência mecânica e limite de escoamento da liga, com coeficientes negativos significativos e valores de P menores que 0,05. O tempo de envelhecimento também tem influência negativa, embora com significância estatística ligeiramente menor no limite de resistência da liga. Por outro lado, as demais variáveis não demonstraram uma influência estatisticamente significativa nas propriedades mecânicas da liga, destacando a importância estatística da temperatura e tempo de envelhecimento em relação às demais variáveis consideradas no modelo de regressão.

O modelo demonstrou ser eficaz na previsão do limite de resistência mecânica e do limite de escoamento da liga, evidenciando uma forte confiança em sua capacidade preditiva. Contudo, embora a relação entre as variáveis independentes e o percentual de alongamento aparente se assemelhe a uma aproximação linear, a qualidade da previsão do percentual de alongamento não foi satisfatória. Esse fato pode ser atribuído à grande variância da variável em uma amostra pequena, o que pode resultar em uma estimativa menos precisa dos parâmetros do modelo, afetando sua capacidade de realizar previsões precisas.

As condições ótimas foram determinadas com base nas influências identificadas pelo modelo e na análise da microestrutura das amostras testadas. A amostra de validação do modelo destacou-se como a mais bem-sucedida entre todas, apresentando melhorias significativas no limite de resistência e limite de escoamento da liga: um aumento de 9% no limite de resistência mecânica e 8% no limite de escoamento. Não houve mudança significativa no percentual de alongamento.

Os resultados obtidos neste estudo, em geral, são satisfatórios, indicando que o método utilizado possui potencial para ser aplicado em diferentes materiais e contextos. Esta conclusão sugere que a abordagem adotada pode fornecer insights para o entendimento e otimização de tratamentos térmicos, especialmente daqueles materiais sem referência na literatura. Além disso, a aplicação desta metodologia pode representar uma oportunidade para aprimorar os processos industriais, identificando áreas de melhoria que podem resultar em ganhos significativos de qualidade e eficiência energética. Desta forma, acredita-se que esta abordagem pode contribuir significativamente para o avanço do conhecimento e o desenvolvimento de materiais na indústria.

5.1. SUGESTÕES PARA FUTUROS ESTUDOS

Devido à limitada disponibilidade de material, neste trabalho foi possível realizar apenas uma amostra por parâmetro de tratamento térmico. No entanto, para futuras investigações, recomenda-se aumentar o número de amostras para cada parâmetro estudado. Sugere-se que, em trabalhos futuros, sejam realizadas pelo menos três amostras, cada uma contendo três corpos de prova, por parâmetro. Isso permitirá uma melhor avaliação da variabilidade dos resultados e uma análise mais robusta dos efeitos dos diferentes parâmetros, contribuindo para uma compreensão mais completa e confiável das relações entre os parâmetros estudados e as propriedades mecânicas do material em questão.

Recomenda-se também, portanto, que futuras pesquisas explorem ainda mais essa metodologia em diferentes tipos de ligas e materiais, a fim de validar a eficácia e generalidade do modelo.

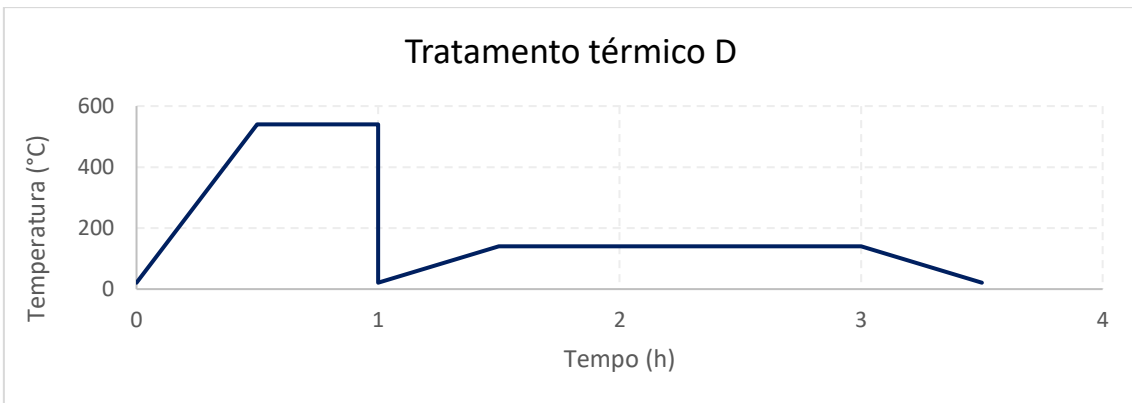
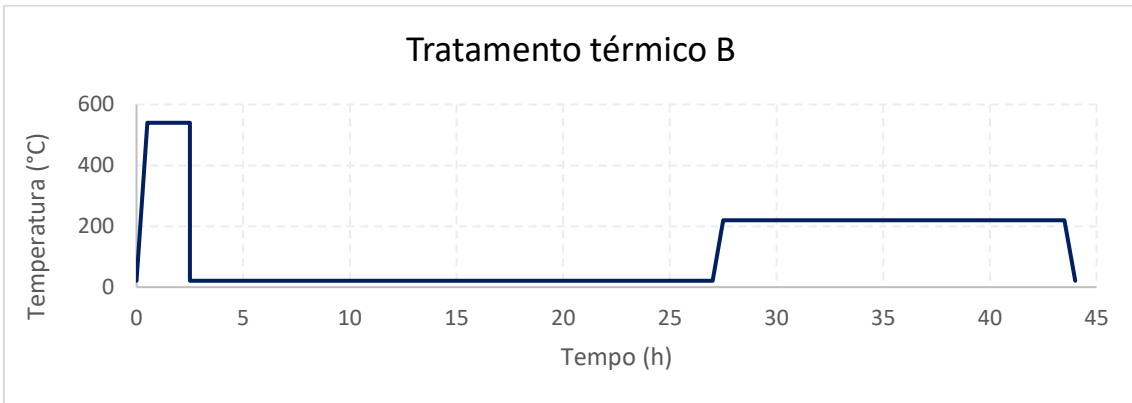
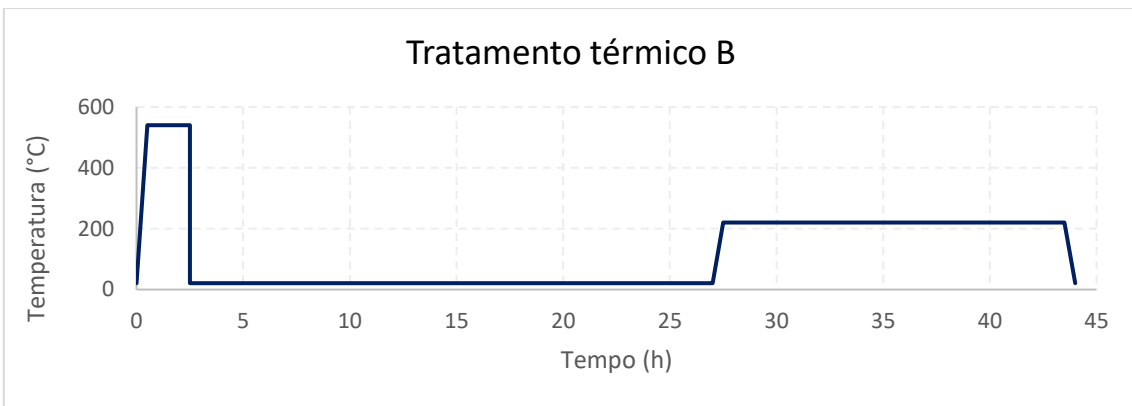
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

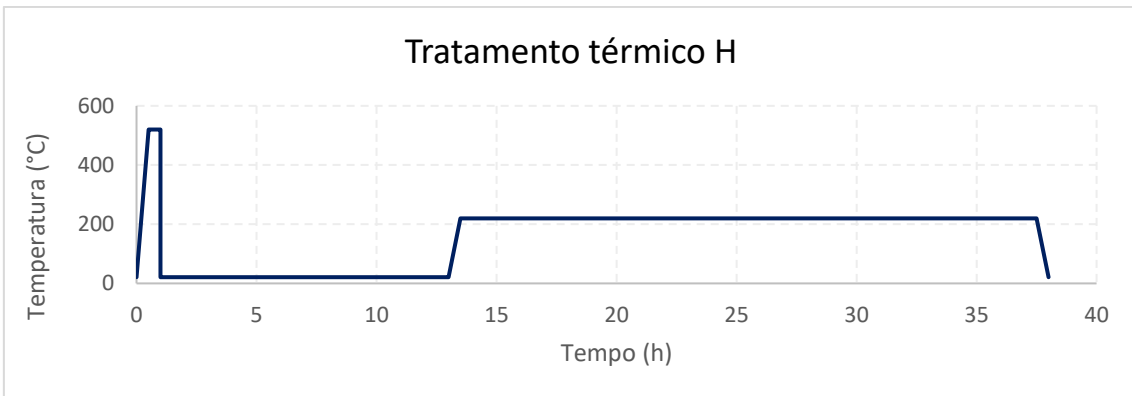
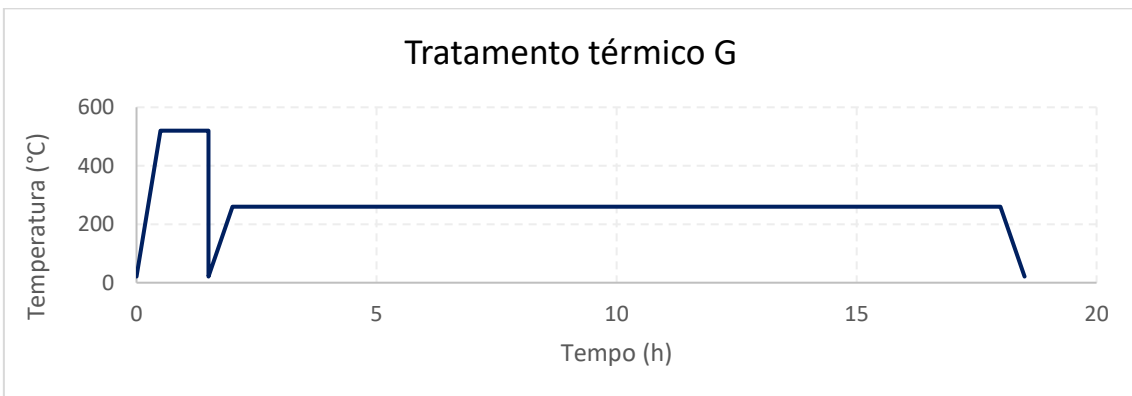
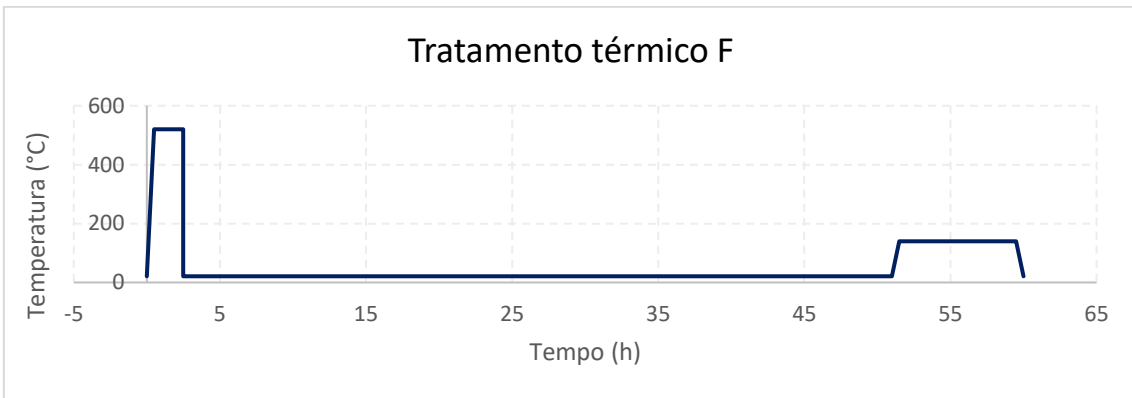
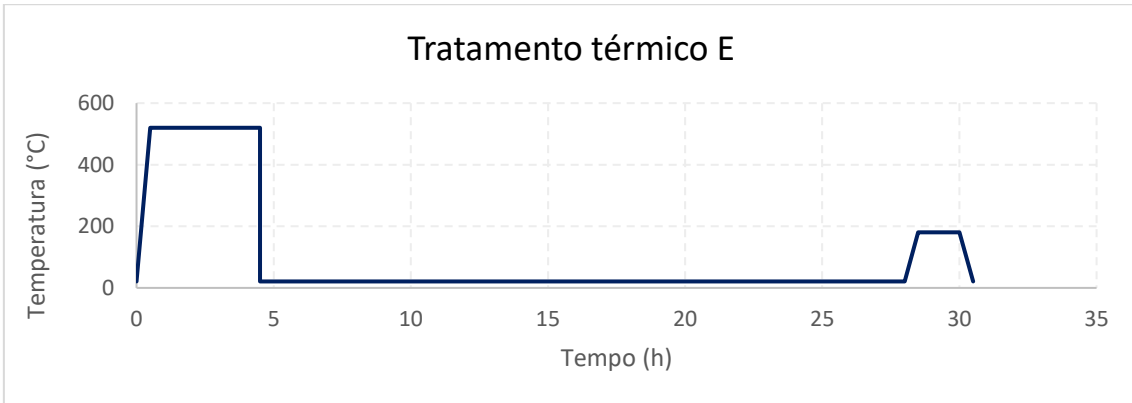
- [1] “Primary Aluminium Production - International Aluminium Institute”. Acesso em: 9 de agosto de 2023. [Online]. Disponível em: <https://international-aluminium.org/statistics/primary-aluminium-production/>
- [2] *Handbook of aluminium. 1: Physical metallurgy and processes*. New York , NY: Dekker, 2003.
- [3] Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), *Fundamentos e aplicações do alumínio*, 1 ed. São Paulo, 2007.
- [4] J. R. Kissell e R. L. Ferry, *Aluminum Structures: A Guide to Their Specifications and Design*. John Wiley & Sons, 2002.
- [5] R. Stein, R. Z. Gehlen, e F. Rojas, *Tecnologia dos materiais*. Grupo A, 2019.
- [6] D. K. Felbeck e A. G. Atkins, *Strength and Fracture of Engineering Solids*, 2º ed. Prentice Hall, 1996.
- [7] S.-S. Editora, *Tratamento térmico dos metais – Da teoria à prática*. SESI SENAI Editora, 2018.
- [8] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. Prentice Hall, 1993.
- [9] L. Nunes e A. Kreischer, *Introdução à metalurgia e aos materiais metálicos*, 1º ed. Interciência, 2010.
- [10] L. Winter, K. Hockauf, e T. Lampke, “High cycle fatigue behavior of the severely plastically deformed 6082 aluminum alloy with an anodic and plasma electrolytic oxide coating”, *Surf. Coat. Technol.*, vol. 349, p. 576–583, set. 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.044.
- [11] G. A. dos Santos, *Tecnologia dos Materiais Metálicos: Propriedades, Estruturas e Processos de Obtenção*. Saraiva Educação S.A., 2015.
- [12] A. K. Vasudevan e R. D. Doherty, *Aluminum Alloys--Contemporary Research and Applications: Contemporary Research and Applications*. Elsevier, 2012.
- [13] Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), *Guia técnico do alumínio: tratamento do metal líquido*, 1 ed., vol. 9. São Paulo, 2007.
- [14] ASM Handbook, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-purpose Materials*, 10º ed, vol. 2. ASM International, 1990.
- [15] K. Chauhan, “Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminium Alloys (6xxx Series): A Literature Review”, *Int. J. Eng. Res.*, vol. V6, nº 03, mar. 2017, doi: 10.17577/IJERTV6IS030301.
- [16] Poly Lanema, “AW 6082”. [Online]. Disponível em: <https://www.polylanema.pt/pt/aluminios-tecnicos/barras-redondas/aw-6082-1/>
- [17] E. A. Brandes, G. B. Brook, e C. J. Smithells, Orgs., *Smithells metals reference book*, 7th ed / edited by E.A. Brandes and G.B. Brook. Oxford ; Boston: Butterworth-Heinemann, 1998.

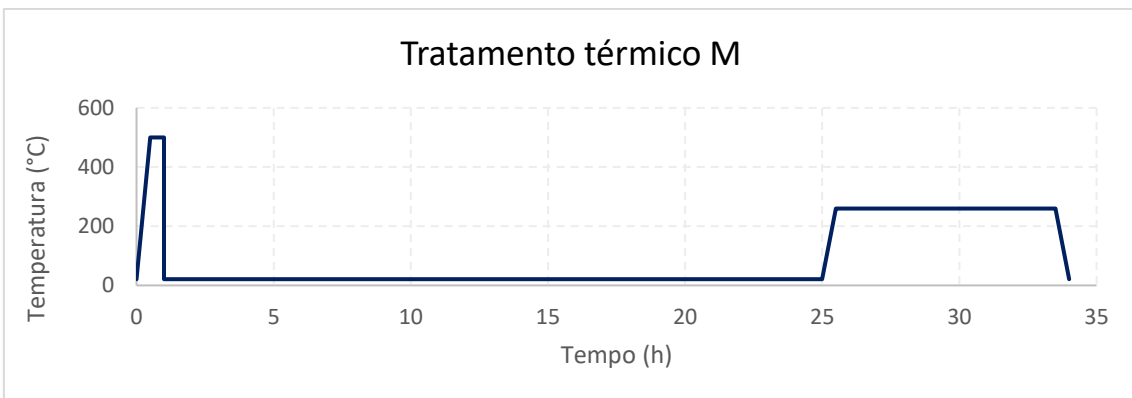
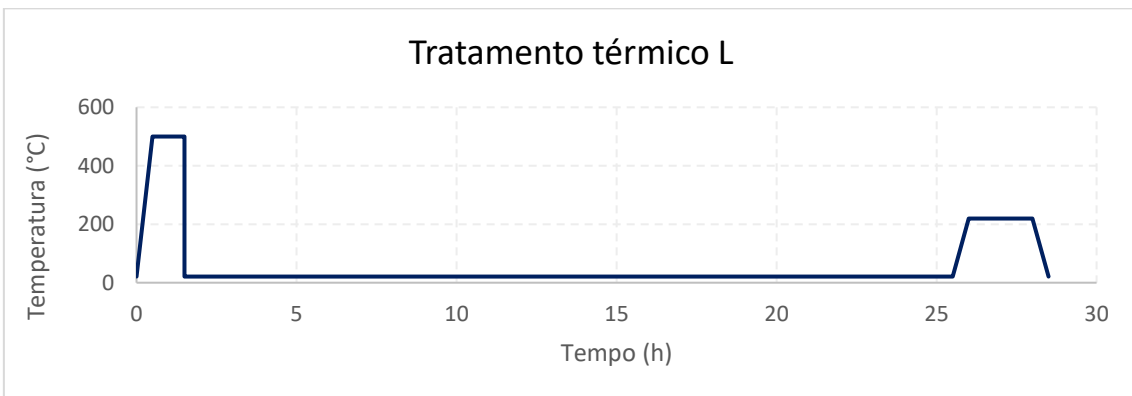
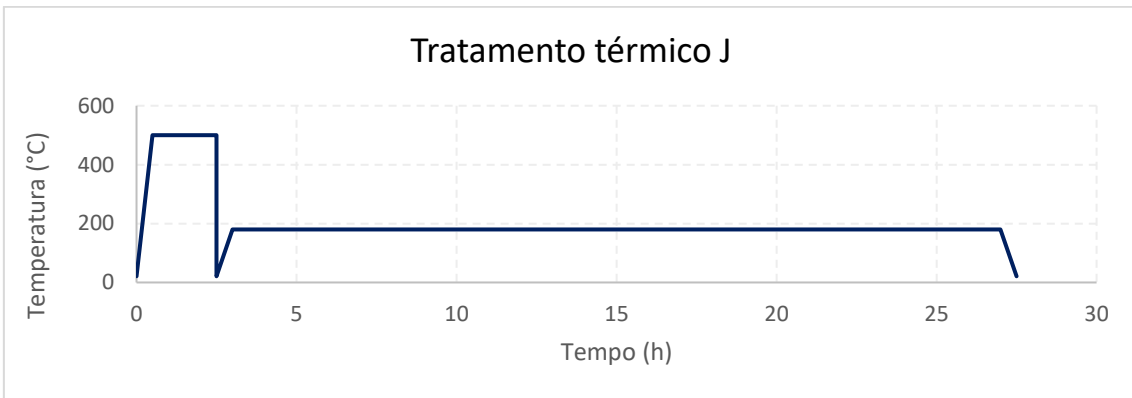
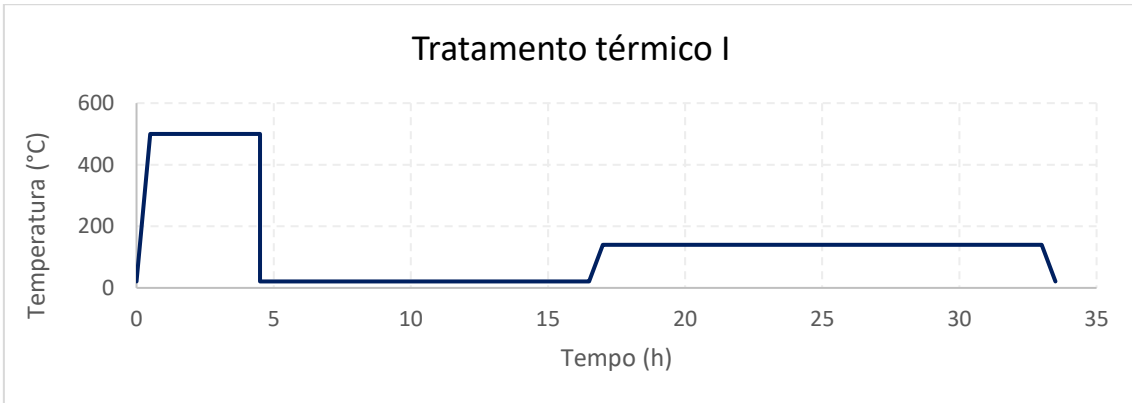
- [18] V. Chiaverini, *Tecnologia Mecânica*, vol. 2. Pearson, 1995.
- [19] O. A. Ogunsanya, A. A. Akinwande, O. A. Balogun, V. Romanovski, e M. S. Kumar, “Mechanical and damping behavior of artificially aged Al 6061/TiO₂ reinforced composites for aerospace applications”, *Part. Sci. Technol.*, vol. 41, n° 2, p. 196–208, fev. 2023, doi: 10.1080/02726351.2022.2065652.
- [20] S. Gairola e R. Jayaganthan, “Influence of heat treatment, microstructure evolution, and damage mechanism on high cycle fatigue behaviour of additively manufactured Ti-modified Al 2024 alloy”, *Mater. Charact.*, vol. 203, p. 113047, set. 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2023.113047.
- [21] N. Chambrin, O. Dalverny, A. Descamps-Mandine, J.-M. Cloue, O. Brucelle, e J. Alexis, “Influence of Heat Treatments on Microstructure and Hardness of a High-Strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy Processed by Laser Powder Bed Fusion”, *Metals*, vol. 13, n° 7, p. 1173, jun. 2023, doi: 10.3390/met13071173.
- [22] F. Tavares, “Efeito do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga AA 6082-T6”, Universidade de Coimbra, 2016.
- [23] S. Costa, “Estudo da qualidade micrográfica de juntas soldadas em ligas de alumínio pelo processo MIG”, masterThesis, 2019.
- [24] N. I. D. Junior, “Estudo do comportamento mecânico da liga Al-Cu 2024 solubilizada e envelhecida para aplicações aeronáuticas.”, Universidade Presbiteriana Mackenzie, 2011.
- [25] O. Myhr, “Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys”, *Acta Mater.*, vol. 49, n° 1, p. 65–75, jan. 2001, doi: 10.1016/S1359-6454(00)00301-3.
- [26] W. D. Callister e D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering: an introduction*, 10° ed. 2018.
- [27] D. Maissonette, M. Suery, D. Nelias, P. Chaudet, e T. Epicier, “Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, n° 6, p. 2718–2724, mar. 2011, doi: 10.1016/j.msea.2010.12.011.
- [28] ASM Handbook, *Heat Treatment*, 10° ed, vol. 4. ASM International, 1991.
- [29] J. Ridhwan, J. A. Noor, M. S. Zakaria, Z. Zulfattah, e M. H. M. Hafidzal, “Efeito do tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio 6061”, vol. 5, n° 1, 2014.
- [30] C. S. Cázares González, “Estudio del efecto de la velocidad de temple sobre la precipitación en aleaciones de aluminio-silicio-magnésio.”, masters, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2016.
- [31] J. Banhart, C. S. T. Chang, Z. Liang, N. Wanderka, M. D. H. Lay, e A. J. Hill, “Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys – A Process of Unexpected Complexity”, *Adv. Eng. Mater.*, vol. 12, n° 7, p. 559–571, jul. 2010, doi: 10.1002/adem.201000041.
- [32] X. Fang, M. Song, K. Li, e Y. Du, “Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si alloy”, *J. Min. Metall. Sect. B Metall.*, vol. 46, n° 2, p. 171–180, 2010, doi: 10.2298/JMMB1002171F.
- [33] W. F. Smith, *Fundamentos de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 5° ed. 2012.

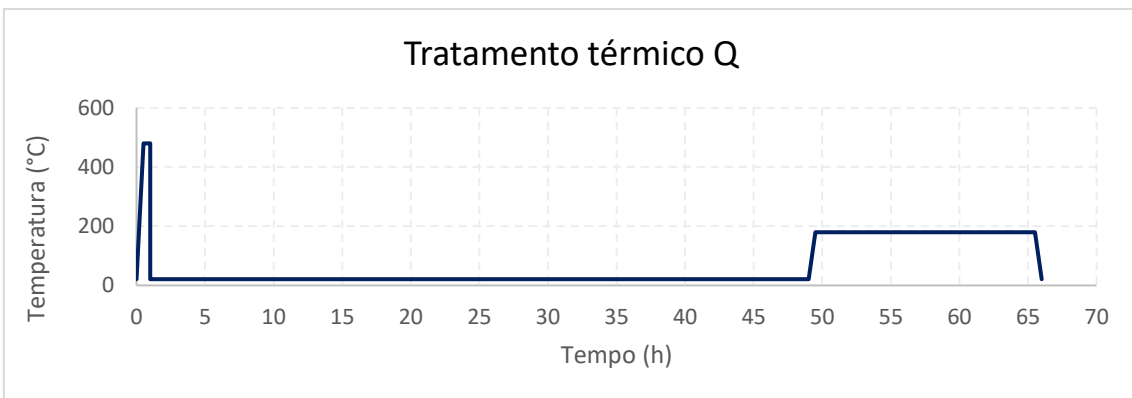
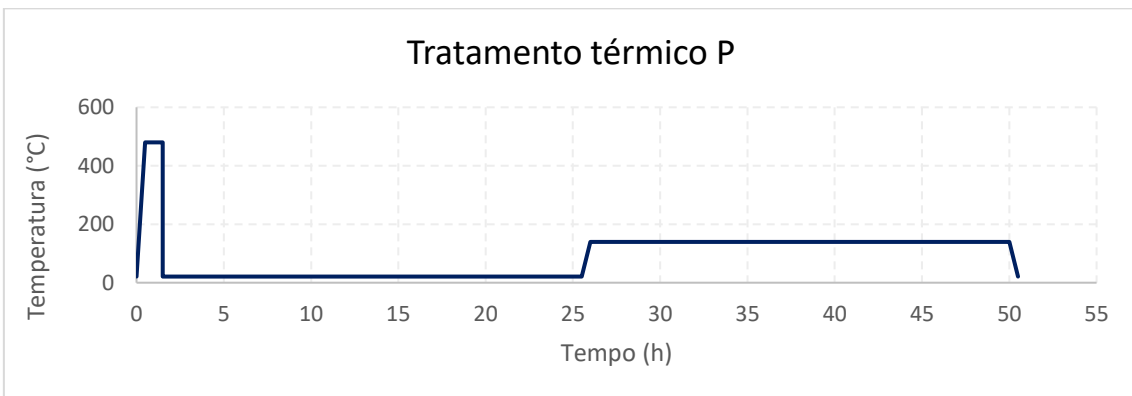
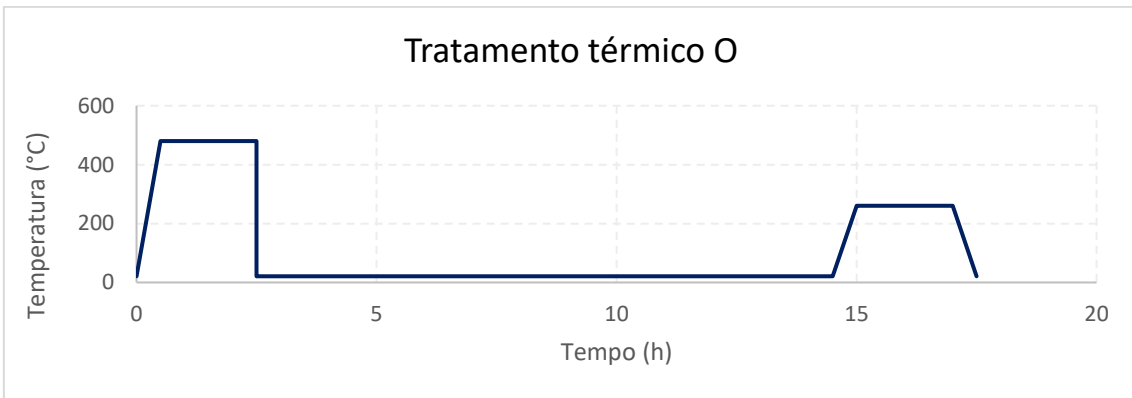
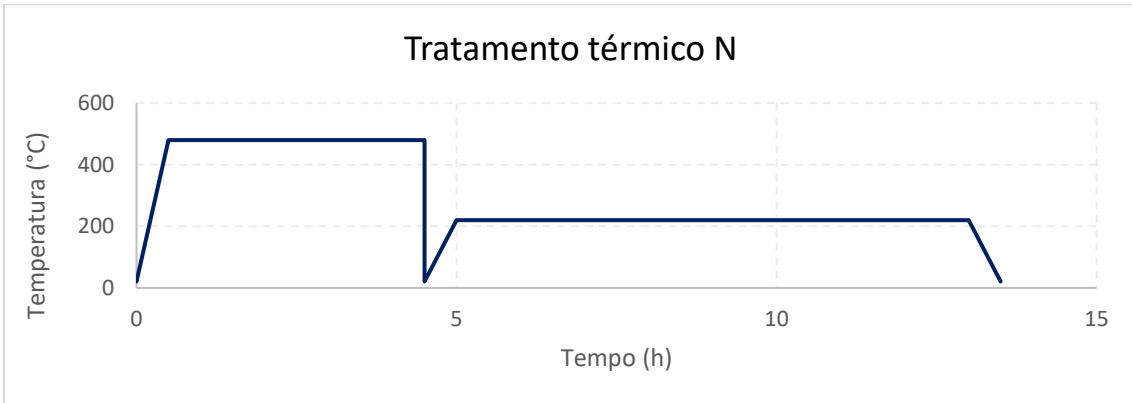
- [34] G. Taguchi e S. Konishi, *Taguchi Methods Orthogonal Arrays and Linear Graphs: Tools for Quality Engineering*. Dearborn, Mich: Amer Supplier Inst, 1987.
- [35] ASTM, *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. em E3. ASTM International, 2011.
- [36] Portugal. Instituto Português da Qualidade, Org., *Norma Portuguesa NP EN 10002-1 2006: materiais metálicos ensaio de tracção*. IPQ, 2006.
- [37] R. de Faveri, E. T. W. Neto, e A. F. Picanço, “Modelagem Térmica de Transformadores – Método de Regressão Linear Múltipla para Previsão de Temperatura do Óleo [Not available in English]”, em *2021 14th IEEE International Conference on Industry Applications (INDUSCON)*, ago. 2021, p. 84–89. doi: 10.1109/INDUSCON51756.2021.9529757.
- [38] G. A. Pianezzer, *Modelagem estatística*, 1º ed. São Paulo, 2020.
- [39] E. S. Mazulo, “Análise da Proficiência em Matemática por meio de Regressão Linear Múltipla”, *Rev. Intersaberes*, vol. 10, nº 21, p. 613–626, dez. 2015, doi: 10.22169/revint.v10i21.664.
- [40] L. E. Seward e D. P. Doane, *Estatística Aplicada à Administração e Economia - 4.ed.* AMGH Editora, 2014.
- [41] M. A. T. Pereira e P. J. Pereira, “Estatística Aplicada à Engenharia”.
- [42] ASM Handbook, *Metallography and Microstructures*, vol. 9. ASM International, 2004.
- [43] G. Mrówka-Nowotnik e J. Sieniawski, “Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 162–163, p. 367–372, maio 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.115.

ANEXO I – Gráficos dos tratamentos térmicos realizados









ANEXO II – Gráficos dos ensaios de tração realizados

