

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS**

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**FREDERICO MEIRELES CLEMENTE SANTIAGO**

**INFLUÊNCIA DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS, NA CONDUTIVIDADE TÉRMICA E NA  
MICROESTRUTURA DA LIGA AISi6Cu4 ENDURECIDA POR PRECIPITAÇÃO**

**BELO HORIZONTE**

**2022**

FREDERICO MEIRELES CLEMENTE SANTIAGO

**INFLUÊNCIA DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS, NA CONDUTIVIDADE TÉRMICA E NA  
MICROESTRUTURA DA LIGA AISi6Cu4 ENDURECIDA POR PRECIPITAÇÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso II  
apresentado no curso de Graduação em  
Engenharia de Materiais do Centro Federal  
de Educação Tecnológica de Minas Gerais,  
como requisito parcial para obtenção do  
título de Bacharel em Engenharia de  
Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa  
Coorientadora: Ma. Natasha Nogueira de Morais

BELO HORIZONTE

2022

FREDERICO MEIRELES CLEMENTE SANTIAGO

**INFLUÊNCIA DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS, NA CONDUTIVIDADE TÉRMICA E NA  
MICROESTRUTURA DA LIGA AISi6Cu4 ENDURECIDA POR PRECIPITAÇÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso II  
apresentado no curso de Graduação em  
Engenharia de Materiais do Centro Federal  
de Educação Tecnológica de Minas Gerais,  
como requisito parcial para obtenção do  
título de Bacharel em Engenharia de  
Materiais.

**BANCA EXAMINADORA**

---

**Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (Orientadora)**

---

**Ma. Natasha Nogueira de Moraes (Coorientadora)**

---

**Prof. Dra. Aline Silva Magalhães**

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço à minha mãe por todo seu esforço e sua luta na minha criação e por ter me permitido chegar até aqui. Agradeço à minha família, em especial aos meus tios e tias e meus primos. À minha psicóloga Cláudia, que me acompanhou e foi um pilar essencial da minha conquista. Vocês que estiveram comigo nesses longos anos de engenharia são a base de tudo.

À minha amiga Lyrra por ter se tornado minha melhor companheira e me acompanhado nos momentos felizes e difíceis. Aos meus amigos Igor, Matheus e aos amigos do Riacho. Aos meus amigos e amigas da Engenharia de Materiais, Ed, Ana, Thais, Lets, Ray, Tati e Barbara. Agradeço também ao meu amor João Paulo, por compartilhar meus melhores momentos na reta final de conclusão deste trabalho.

À minha orientadora Elaine por aceitar me orientar nessa difícil tarefa, pelos conselhos, pela confiança e apoio. À minha coorientadora Natasha por toda a ajuda durante a condução dos experimentos, dos ensinamentos e da construção desta pesquisa.

Agradeço também a todo o corpo técnico da Nemark Alumínio do Brasil, pela ajuda em todas as etapas deste estudo, aos técnicos e analistas de laboratórios que sempre se dispuseram em me ajudar.

Ao CEFET-MG, ao corpo docente e aos técnicos administrativos e de laboratório por terem me acompanhado nessa longa jornada na graduação. Meus mais sinceros agradecimentos por todo esse tempo.

A mim mesmo, por ter sido resiliente e nunca ter desistido do caminho que trilhei.

“Nenhuma pessoa está sozinha.  
O medo se espalha.  
Mas com sorte, o amor também.  
(SKAM, 2015)”

## RESUMO

As ligas de alumínio se mostraram, ao longo dos últimos anos, um excelente material para o uso e o desenvolvimento de produtos do setor automobilístico. Dessa forma, estas ligas apresentam diversas propriedades que se destacam em relação a outros tipos de materiais, como baixa densidade aliada a elevadas propriedades mecânicas e térmicas. Entretanto, estas propriedades só são obtidas após o emprego de tratamento térmico por endurecimento por precipitação na liga, no qual resulta na formação de precipitados finos e dispersos em uma matriz de uma segunda fase cristalina. Neste trabalho, foram avaliadas a influência da variação do tempo e da temperatura de envelhecimento no comportamento da liga de alumínio  $AlSi_6Cu_4$ , usualmente empregada em produtos fundidos sob gravidade para indústria automotiva. Para caracterização da composição química, foi utilizado espectroscopia por emissão óptica; a avaliação das propriedades mecânicas da liga foi feita por meio de ensaio de tração e de dureza Brinell; para a medição da condutividade térmica foi utilizado um medidor de contato e para a caracterização microestrutural foi utilizado microscópio óptico. O resultado da análise química ficou dentro do especificado para a liga. Para os resultados de dureza, com exceção das amostras somente solubilizada, a amostra envelhecida a  $250^{\circ}C$  por 4h e a amostra envelhecida a  $260^{\circ}C$  por 2 horas, as demais amostras apresentaram valores dentro do especificado para a liga. Com relação aos resultados de limite de resistência à tração, as condições que apresentaram os maiores valores foram as submetidas à etapa de envelhecimento, sendo a amostra envelhecida a  $260^{\circ}C$  por 6h a condição que apresentou o maior valor. Para os resultados de alongamento uniforme, quatro condições apresentaram o mesmo valor, sendo este o maior valor: no estado recebido, somente solubilizada, envelhecida a  $250^{\circ}C$  por 2h e por 6h. Quanto aos resultados de condutividade térmica, em geral, as amostras submetidas à etapa de envelhecimento apresentaram valores maiores do que as demais condições, sendo a amostra envelhecida a  $250^{\circ}C$  por 4h a que apresentou o maior valor. Com relação a microestrutura, é possível observar que a matriz  $\alpha$  se mantém, visualmente, sem alteração, mesmo após tratamento térmico. De forma geral, nas amostras envelhecidas, a microestrutura passa por uma alteração na qual há o aparecimento da formação conhecida como escrita chinesa. Portanto, as condições de tratamento térmico de envelhecimento a  $250^{\circ}C$  por 2h e  $260^{\circ}C$  por 4h e 6h apresentaram os melhores resultados.

**Palavras-chave:** ligas de alumínio, indústria automotiva, tratamento térmico, endurecimento por precipitação.

## ABSTRACT

Aluminum alloys have proven over the past few years to be an excellent material for the use and development of products in the automotive sector. Thus, these alloys have several properties that stand out compared to other types of materials, such as low density combined with high mechanical and thermal properties. However, these properties are only obtained after the use of precipitation hardening heat treatment on the alloy, which results in the formation of fine and dispersed precipitates in a matrix of a second crystalline phase. In this work, the influence of aging time and temperature variation on the behavior of the aluminum alloy  $AlSi_6Cu_4$ , usually employed in gravity die casting products for the automotive industry, was evaluated. For characterization of the chemical composition, optical emission spectroscopy was used; the evaluation of the mechanical properties of the alloy was done with tensile and Brinell hardness tests; for thermal conductivity, a contact meter was used and for microstructural characterization, an optical microscope was used. The result of the chemical analysis was within the specification for the alloy. For the hardness results, with the exception of the solubilized samples only, the sample aged at 250°C for 4 hours and the sample aged at 260°C for 2 hours, the other samples presented values within the specified for the alloy. In relation to the results of tensile strength limit, the conditions that presented the highest values were those submitted to the aging step, being the sample aged at 260°C for 6 hours the condition that presented the highest value. For the results of uniform elongation, four conditions showed the same value, this being the highest value: as received, only solubilized, aged at 250°C for 2h and for 6h. As for the thermal conductivity results, in general, the samples submitted to the aging stage presented higher values than the other conditions, and the sample aged at 250°C for 4h presented the highest value. In relation to the microstructure, it is possible to observe that the matrix  $\alpha$  remains, visually, unchanged even after thermal treatment. In general, in the aged samples, the microstructure undergoes a change in which there is the appearance of the formation known as chinese writing. Therefore, the heat treatment conditions of aging at 250°C for 2h and 260°C for 4h and 6h showed the best results.

**Key-words:** aluminum alloys, automotive industry, heat treatment, precipitation hardening

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Crescimento do uso de alumínio por automóvel ao longo dos últimos anos	12
Figura 2 – Minério de bauxita extraído	15
Figura 3 – Desenho esquemático de um automóvel com componentes feitos de alumínio em sua construção	21
Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si e suas respectivas microestruturas	23
Figura 5 – Desenho esquemático da variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento	26
Figura 6 – Micrografia obtida por MET de alguns estágios de precipitação de uma liga Al-Cu	28
Figura 7 – Representação da microestrutura de uma liga durante o tratamento	29
Figura 8 – Comparação das principais propriedades mecânicas em ligas Al-Si com e sem a presença de cobre como elemento de liga	30
Figura 9 – Efeito da adição de cobre na liga Al-Si sobre o limite de resistência e sobre o alongamento com teores de silício até 10%	30
Figura 10 – Influência da adição de silício em algumas propriedades na liga de alumínio	31
Figura 11 – Influência da adição de elementos de liga na condutividade elétrica do alumínio	32
Figura 12 – CE em % IACS em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h	33
Figura 13 – Fluxograma geral dos procedimentos experimentais	35
Figura 14 – Espectrômetro de emissão óptica	36
Figura 15 – Forno mufla para tratamento térmico	37
Figura 16 – Corpos de prova organizados em “gaiolas” de arame	37
Figura 17 – Medidor de condutividade elétrica de contato	38
Figura 18 – Máquina universal de ensaios	39
Figura 19 – Durômetro para ensaio de dureza	39
Figura 20 - Desenho técnico dos corpos de prova para ensaio de tração norma ASTM E8	40
Figura 21 – Corpos de prova usinados para ensaio de tração	40
Figura 22 – Politriz marca Arotec para lixamento e polimento das amostras	41
Figura 23 – Microscópio óptico que será usado para a análise microestrutural	41
Figura 24 – Resultados de dureza Brinell	43
Figura 25 – Resultado de CT encontrados nas amostras	46

Figura 26 – Curva tensão - deformação da amostra no estado recebido	46
Figura 27 – Curva tensão - deformação da amostra solubilizada	47
Figura 28 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 2h	47
Figura 29 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 4h	47
Figura 30 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 6h	48
Figura 31 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 2h	48
Figura 32 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 4h	48
Figura 33 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 6h	49
Figura 34 – Resultados do limite de resistência à tração	50
Figura 35 - Resultados do limite de resistência à tração	50
Figura 36 - Microestrutura da amostra no estado recebido	52
Figura 37 - Microestrutura da amostra somente solubilizada a 500°C	52
Figura 38 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 2h	53
Figura 39 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 4h	54
Figura 40 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 6h	54
Figura 41 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 2h	55
Figura 42 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 4h	55
Figura 43 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 6h	56



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores de algumas propriedades de metais em comparação com o alumínio	16
Tabela 2 – Nomenclatura das ligas de alumínio divididas pelos dois grupos:	18
Tabela 3 – Exemplos de ligas de alumínio com seus elementos de liga principais, formatos usuais, principais características e aplicações (Continua)	19
Tabela 4 – Classificação do tratamento térmico segundo aplicação do produto vazado	24
Tabela 5 – Divisões dos tratamentos térmicos (Continua)	24
Tabela 6 – Especificação dos elementos químicos para liga AlSi6Cu4	35
Tabela 7 – Especificação das propriedades mecânicas para liga AlSi6Cu4	36
Tabela 8 – Matriz de parâmetros dos tratamentos térmicos	37
Tabela 9 – Resultado da composição química da liga	42
Tabela 10 – Resultado de dureza Brinell (HB) encontrado nas amostras	42
Tabela 11 – Resultado de CT encontrado	45
Tabela 12 - Resultados das propriedades mecânicas	49

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	12
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b>	14
2.1	Objetivos Gerais	14
2.2	Objetivos Específicos	14
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	15
3.1	Obtenção do Alumínio Metálico	15
3.2	Alumínio e suas Ligas	16
3.2.1	Características gerais do alumínio e de suas ligas	16
3.2.2	Classificação e principais aplicações das ligas de alumínio	17
3.2.3	Uso do alumínio e suas ligas em fundição para a indústria automotiva	21
3.2.4	Ligas Alumínio Silício	22
3.3	Tratamento Térmico de Endurecimento por Precipitação em Ligas de Alumínio	23
3.3.1	Características gerais do processo de endurecimento por precipitação	25
3.4	Propriedades Mecânicas em Ligas de Alumínio em Produtos Fundidos para a Indústria Automotiva	29
3.5	Condutividade Térmica e Elétrica no Alumínio	31
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	34
4.1	Descrição do Trabalho	34
4.2	Fluxograma Experimental	34
4.3	Materiais	34
4.3.1	Preparação dos corpos de prova	34
4.4	Tratamento Térmico	36
4.5	Medição da condutividade térmica através da condutividade elétrica	38
4.6	Ensaio Mecânicos	38
4.7	Caracterização Microestrutural	40
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	42
5.1	Análise Química da Liga AlSi6Cu4	42
5.2	Análise da Dureza da Liga AlSi6Cu4 em Diferentes Condições de Tratamento	42

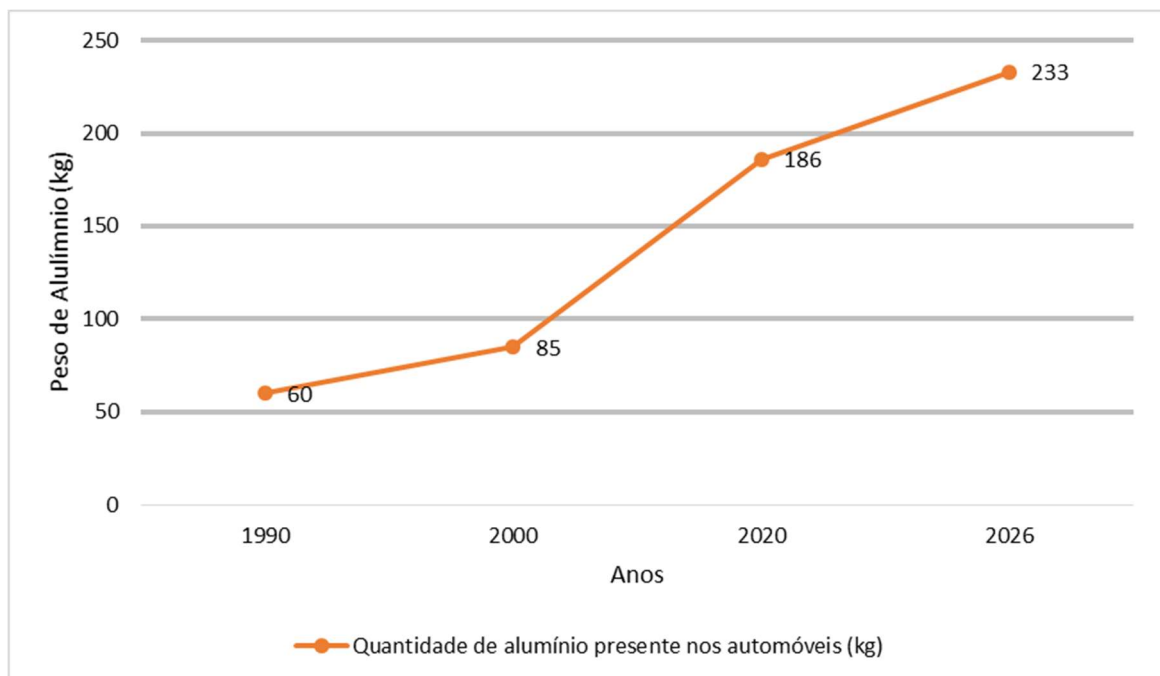
<b>5.3</b>	<b>Análise da Condutividade Térmica em Diferentes Condições de Tratamento</b>	<b>44</b>
<b>5.4</b>	<b>Análise das Propriedades Mecânicas da Liga AlSi6Cu<sub>4</sub> sob Tração em Diferentes Condições de Tratamento Térmico</b>	<b>46</b>
<b>5.5</b>	<b>Análise da Microestrutura da Liga AlSi6Cu<sub>4</sub> em Diferentes Condições de Tratamento Térmico</b>	<b>51</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÃO</b>	<b>57</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>58</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A crescente demanda por produtos de alta performance e baixo peso na indústria automotiva impulsionou expressivamente o estudo e o desenvolvimento de materiais que pudessem atender a tais características. Dessa forma, as ligas de alumínio se destacaram por atenderem esta demanda e possuírem diversas outras propriedades interessantes às indústrias, especialmente automotiva e aeronáutica (ABAL, 2021). Assim, considerando a indústria automotiva, a pesquisa de novas ligas de alumínio permitiu um avanço significativo no uso desses materiais nos veículos, seja na carroceria ou nos componentes de motores (Revista Alumínio, 2021).

Sob essa perspectiva, diversas empresas do ramo procuraram adequar o portfólio de produtos à nova realidade imposta pelo mercado. Cada vez mais as montadoras procuram utilizar o alumínio e suas ligas nos automóveis (como mostrado na Figura 1) devido à possibilidade de obtenção de propriedades mecânicas e térmicas adequadas e ainda com o intuito de reduzir o peso dos automóveis, tornando-os mais econômicos em termos de consumo de combustíveis e adequando-os às políticas ambientais de redução de emissão de gases do efeito estufa, impulsionando a eficiência energética dos carros (ABAL, 2021).

**Figura 1 – Crescimento do uso de alumínio por automóvel ao longo dos últimos anos**



Fonte: Adaptado de WOLFENSBERGER,1998 e AA, 2021.

Entre os vários aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica, um dos principais é o fato de que o alumínio pode combinar-se com a maioria dos elementos de liga (ABAL, 2021), de forma a melhorar de maneira pronunciada uma série de propriedades. Dentre as propriedades que podem ser destacadas para as ligas de alumínio empregadas na indústria automotiva estão: baixa densidade, alta resistência mecânica, baixo ponto de fusão, alta condutividade elétrica e térmica, dentre outras. No caso dos componentes de motores, o processo de fundição para produzir autopeças é o mais atraente, visto sua versatilidade no uso de ligas com composição química variada, adequação dimensional dos produtos, etapas subsequentes de tratamento térmico, usinagem e apelo estético.

A partir da partir da união desses fatores, principalmente composição química e tratamento térmico subsequente à fabricação dos componentes, é possível obter características tecnológicas que possam ser ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. Dentro desse contexto, no presente trabalho, pretende-se avaliar a influência de dois parâmetros do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, tempo e temperatura de envelhecimento, na liga  $AlSi6Cu4$  e o que estes influenciam nas propriedades de resistência mecânica, dureza, ductilidade e condutividade térmica. Desta forma, após passar pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação, esta liga se torna um atrativo material de construção mecânica para ser utilizado na fabricação de cabeçotes de motor de veículos automotivos de passeio.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivos Gerais**

Avaliar a influência do tempo e da temperatura de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação no comportamento da liga de alumínio  $AlSi_6Cu_4$  usualmente empregada em produtos fundidos sob gravidade para indústria automotiva.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Estudar o efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento na liga  $AlSi_6Cu_4$  na dureza, na resistência mecânica (limite de resistência) e na ductilidade (alongamento % ou redução de área %) do material.
- Estudar o efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento na condutividade térmica da liga  $AlSi_6Cu_4$ .
- Avaliar a influência do tempo e da temperatura de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação na microestrutura da liga  $AlSi_6Cu_4$ .

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Obtenção do Alumínio Metálico

A obtenção do alumínio começa pela mineração de bauxita, um minério que possui em sua composição a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), ou óxido de alumínio que, ao final do processo de beneficiamento dará origem ao alumínio metálico. Na Figura 2, é mostrada uma imagem do minério extraído (Revista Alumínio, 2021). A bauxita é extraída, lavada e secada em uma etapa anterior à refinaria. A etapa seguinte à mineração de bauxita é o refinamento do minério. Nesse caso, o processo químico em escala industrial mais utilizado no mundo para a obtenção da alumina é o processo Bayer (ABAL, 2021).

**Figura 2 – Minério de bauxita extraído**



Fonte: Revista do Alumínio, 2021.

O processo Bayer, desenvolvido pelo químico austríaco Karl Joseph Bayer, em 1887, consiste, primeiramente, na moagem da bauxita, seguida pela digestão em uma solução cáustica de hidróxido de sódio ( $\text{NaOH}$ ), sob temperatura e pressão controladas, cujo produto é o aluminato de sódio ( $\text{Na}(\text{Al}(\text{OH})_4)$ ). Em seguida, ocorre a filtração da solução de aluminato de sódio de impurezas que estão no estado sólido, conhecidas como “lama vermelha”. A solução filtrada é concentrada a fim de cristalizar a alumina, os cristais resultantes passam pela etapa de precipitação e, por fim, pelas etapas de calcinação e secagem com o intuito de eliminar água e o hidróxido de sódio remanescentes. O produto destas etapas é o pó branco de alumínio que irá para a etapa final de redução (ALVES, 2017).

O processo de redução da alumina para obtenção do alumínio é feito por eletrólise e é chamado de processo Hall-Héroult. A obtenção do alumínio ocorre pela redução da alumina calcinada em cubas eletrolíticas, a altas temperaturas, cujo eletrólito é formado de criolita fundida e

fluoreto de alumínio. Dentro da célula eletrolítica ocorre a passagem de corrente elétrica que provoca a decomposição do fluoreto de alumínio em oxigênio gasoso e alumínio líquido. O oxigênio combina-se com o ânodo de carbono formando dióxido de carbono. O alumínio já metálico em estado líquido é precipitado no fundo da cuba. Por fim, o alumínio é solidificado para refusão e, assim, gerar os lingotes e tarugos de alumínio primário (ABAL, 2021).

### 3.2 Alumínio e suas Ligas

#### 3.2.1 Características gerais do alumínio e de suas ligas

O alumínio, desde as últimas décadas, vem ganhando espaço entre os metais de engenharia mais utilizados no mundo. Tal fato se deve às suas notáveis propriedades em relação aos principais metais utilizados no mundo, como o aço, cobre e ferro fundido, dentre as quais se destacam a baixa densidade, o baixo peso específico, a resistência à corrosão, as altas condutividades térmica e elétrica, o baixo ponto de fusão e a facilidade de ser reciclado (ABAL, 2021). Na Tabela 1, a seguir, é apresentada uma comparação do alumínio com outros materiais metálicos (CALLISTER, 2012).

**Tabela 1 – Valores de algumas propriedades de metais em comparação com o alumínio**

<b>Metal</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Ponto de fusão (°C)</b>	<b>Limite de Resistência à Tração (MPa)</b>	<b>Coefficiente de expansão térmica (10<sup>-6</sup>/°C)</b>
Alumínio 1100	2,71	660	90 a 124	23,6
Cobre C11000	8,89	1085	220 a 345	17
Aço 1020	7,85	1370 a 1510	380 a 440	11,7
Silício	2,33	1410	81,8 a 130	2,5

Fonte: Adaptado de CALLISTER, 2012.

Como pode ser visto na Tabela 1, o alumínio possui diversas vantagens em comparação a outros metais de engenharia utilizados em todo o mundo. No caso do ponto de fusão, o alumínio possui ponto de fusão de 660°C (quando a pureza é de 99,80%), o que é relativamente baixo se comparado ao do aço, embora possua a densidade bem menor. Para as ligas de alumínio, devido à presença de outros metais, elas possuem, em geral, um ponto de fusão mais baixo que o alumínio puro. A baixa densidade é um dos principais pontos de destaque do alumínio, sendo aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre. Essa característica, aliada ao



aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga e de tratamentos térmicos, torna o alumínio o metal ideal para a indústria aeronáutica, de transportes e civil, entre outras (ABAL, 2021).

Além disso, segundo GRUZLESKI e CLOSSET (1990), o alumínio possui boa usinabilidade e acabamento superficial e boa resistência à corrosão. Apresenta ainda boa solubilidade de gases, à exceção do contato com água, em que o hidrogênio é bem dissolvido pelo alumínio enquanto reage fortemente com o oxigênio formando alumina em sua superfície ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

Para o caso das ligas de alumínio, o principal objetivo do uso de elementos de liga alumínio é melhorar as propriedades mecânicas, elétricas, entre outras, para uma utilização específica. As primeiras indústrias a utilizarem ligas de alumínio foram a aeronáutica e a automotiva e, posteriormente, a indústria naval e de bens de consumo.

### 3.2.2 Classificação e principais aplicações das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são comumente divididas em dois grupos distintos: ligas trabalháveis ou trabalhadas e ligas fundidas. As ligas trabalháveis são aquelas que passam por processos de conformação mecânica como laminação, extrusão, forjamento e estiramento, por exemplo e, por consequência, adquirem suas propriedades mecânicas a partir desses processos. Já as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição de fundida, com ou sem tratamento térmico subsequente (DAVIS, 2001).

No caso da nomenclatura técnica das ligas de alumínio, não há um padrão utilizado internacionalmente e por isso diferentes organizações como DIN, ASTM, ABNT e ASM possuem suas próprias nomenclaturas técnicas. De acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM) (1990) e a ALUMINIUM ASSOCIATION (AA) (2001), a classificação das ligas de alumínio trabalháveis e de fundição ocorre conforme a Tabela 2. No caso das ligas trabalháveis, a nomenclatura é feita com quatro dígitos XXXX, da seguinte forma:

- O primeiro dígito representa o elemento de liga principal em que a numeração vai de 1 a 8 (1XXX a 8XXX), com exceção das ligas do grupo 1XXX em que representa o alumínio com 99% de pureza.
- O segundo dígito representa se a liga é normal ou possui uma variação específica com teores máximos e mínimos de algum elemento. Usualmente, o número utilizado para representar a liga normal é o 0 (X0XX) e para as variações são empregados os números 1, 2, e 3 (X1XX, X2XX, X3XX).

- O terceiro e o quarto dígitos são para diferenciar as várias ligas do grupo e são arbitrários (XXX4, XXX5 e etc.).

Uma particularidade do grupo das ligas trabalháveis é o caso do alumínio não ligado. Para esse grupo particular, a nomenclatura também é feita com quatro dígitos, com o primeiro sendo sempre o número 1 (1XXX), já que não há elementos de liga.

- O segundo algarismo desse grupo indica os limites de impureza.
- E os dois últimos algarismos representam o teor em porcentagem da pureza do alumínio. Como exemplo, a liga 1065 que tem alumínio com 65% de pureza.

Para as ligas de fundição, a nomenclatura é feita com quatro dígitos XXX.X, da seguinte forma:

- O primeiro dígito representa o elemento de liga principal em que a numeração vai de 1 a 9 (1XX.X a 9XX.X), com exceção do grupo 6XX.X que não é utilizado.
- O segundo e o terceiro dígitos representam a porcentagem mínima de alumínio presente.
- O quarto dígito é usado para indicar a forma do produto em peça fundida ou lingote. No caso do grupo 1XX.X, o último dígito se limita a 0 para peças fundidas e 1 para lingotes. Para os demais grupos de 2XX.X a 9XX.X, a numeração do último dígito é 0 para peças fundidas e 1 e 2 indica a composição dos lingotes.

Nas Tabelas 2 e 3 são apresentadas algumas ligas de alumínio com seus elementos de liga principais, formatos usuais de uso, principais características e aplicações.

**Tabela 2 – Nomenclatura das ligas de alumínio divididas pelos dois grupos: ligas trabalháveis e ligas forjadas (Continua)**

<b>Ligas Trabalháveis</b>		<b>Ligas Fundidas</b>	
Al 99% puro	1XXX	Al 99% puro	1XX.X
Elemento de liga principal		Elemento de liga principal	
Cobre	2XXX	Cobre	2XX.X
Manganês	3XXX	Silício com Cobre e/ou Magnésio	3XX.X
Silício	4XXX	Silício	4XX.X
Magnésio	5XXX	Magnésio	5XX.X

**Tabela 2 – Nomenclatura das ligas de alumínio divididas pelos dois grupos: ligas trabalháveis e ligas forjadas (Continuação)**

Magnésio e Silício	6XXX	Zinco	7XX.X
Zinco	7XXX	Estanho	8XX.X
Outros elementos	8XXX	Outros Elementos	9XX.X
<hr/>		<hr/>	
Al não ligado	1XXX	Série não utilizada	6XX.X
a) Ligas Trabalháveis.		b) Ligas Fundidas	

Fonte: Adaptado de ASM, 1990 e AA, 2001.

**Tabela 3 – Exemplos de ligas de alumínio com seus elementos de liga principais, formatos usuais, principais características e aplicações (Continua)**

Ligas	Elementos de Liga principais	Formatos	Características	Aplicações
1050	0,25 Si 0,40 Fe 99,50 Al (mínimo)	Chapas	Alta resistência à corrosão. Boa conformabilidade e soldabilidade.	Refletores, luminárias, utensílios domésticos, tanques e cubas estruturais nas indústrias química e alimentícia, trocadores de calor.
		Bobinas	Baixa resistência mecânica.	
		Tubos	Apropriada para anodização decorativa.	
1100	0,95 Si + Fe 0,05 - 0,20 Cu	Chapas	Alta resistência à corrosão. Boa conformabilidade e soldabilidade.	Painéis decorativos, etiquetas metálicas, utensílios domésticos, refletores, aletas.
1200	99,00 Al (mínimo)	Bobinas	Baixa resistência mecânica. Apropriada para anodização decorativa.	
2011	0,40 Si 0,70 Fe 5,00 - 6,00 Cu	Vergalhões	Alta resistência mecânica. Boa usinabilidade. Média resistência à corrosão. Não recomendada para solda.	Peças usinadas em torno automático.

**Tabela 3 – Exemplos de ligas de alumínio com seus elementos de liga principais, formatos usuais, principais características e aplicações (Continuação)**

Ligas	Elementos de Liga principais	Formatos	Características	Aplicações
3003	0,60 Si 0,70 Fe 1,00 - 1,50 Mn	Tubos	Média resistência mecânica.	Trocadores de Calor, isolamento térmico, indústria química, utensílios domésticos, carrocerias.
		Chapas	Alta resistência à corrosão.	
		Bobinas	Boa conformabilidade. Boa soldabilidade.	
6060	0,30 - 0,60 Si 0,10 - 0,30 Fe 0,35 - 0,60 Mg	Vergalhões	Alta resistência à corrosão.	Perfis em geral, tubos de irrigação, móveis, iluminação e ornamentos.
		Barras	Média resistência mecânica.	
		Chapas	Boa conformabilidade.	
		Tubos	Apropriada para anodização decorativa fosca.	
6061	0,40 - 0,80 Si 0,70 Fe 0,80 - 1,20 Mg	Tubos	Alta resistência mecânica e à corrosão.	Estruturas, construção naval, veículos, indústria moveleira, rebites, vagões, oleodutos.
		Vergalhões	Boa conformabilidade e soldabilidade.	
		Perfis		
6063	0,20 - 0,60 Si 0,35 Fe 0,45 - 0,90 Mg	Vergalhões	Alta resistência à corrosão.	Perfis em geral, tubos de irrigação, móveis, iluminação e ornamentos.
		Barras	Média resistência mecânica.	
		Chapas	Boa conformabilidade.	
		Tubos	Apropriada para anodização decorativa fosca.	
6101	0,20 - 0,60 Si 0,35 Fe 0,45 - 0,90 Mg	Vergalhões	Alta condutividade elétrica.	Condutores e barramentos elétricos.
		Barras	Boa resistência à corrosão.	
		Tubos	Média resistência mecânica.	
6262	0,40 - 0,80 Si 0,70 Fe 0,80 - 1,20 Mg	Vergalhões	Ótima usinabilidade. Alta resistência mecânica.	Peças usinadas em torno automático.
			Alta resistência à corrosão.	
6351	0,40 - 0,80 Si 0,70 Fe 0,80 - 1,20 Mg	Vergalhões	Alta resistência mecânica.	Engenharia estrutural, construção de navios, veículos e equipamentos, peças usinadas em tornos automáticos, forjamento a frio.
		Tubos	Alta resistência à corrosão.	
		Perfis	Boa conformabilidade. Boa usinabilidade.	

Fonte: Adaptado de ATECMETAIS, 2021 e SHOCKMETAIS, 2021.

### 3.2.3 Uso do alumínio e suas ligas em fundição para a indústria automotiva

Entre os vários fatores para o uso do alumínio nos veículos, um dos principais vem das propriedades mecânicas e elétricas que este possui, antes e depois de tratamentos térmicos, em comparação com metais como o aço. Por exemplo, embora o alumínio apresente baixa resistência mecânica em comparação a outros metais de engenharia, as ligas de alumínio podem atingir valores na ordem de 570 MPa para uma liga forjada e tratada termicamente, a exemplo da liga 7075, utilizada em peças estruturais de aeronaves e outras aplicações em que há tensões elevadas (CAMPOS, 2009).

Além disso, outras propriedades como a densidade e a condutividade térmica fazem o alumínio se destacar nesse contexto, como foi mostrado na Tabela 1 (CALLISTER, 2012). Assim, tal característica somada à densidade relativamente baixa e os altos valores de resistência mecânica em ligas tratadas termicamente tornam o alumínio uma excelente opção para a indústria de fundição de autopeças e para as montadoras utilizarem como componentes de motor automóveis. Na Figura 3 é mostrada uma representação de um automóvel com componentes feitos de alumínio em sua construção, em azul está representado os componentes de motor montados. (NEMAK, 2021).

**Figura 3 – Desenho esquemático de um automóvel com componentes feitos de alumínio em sua construção**



Fonte: Nematik, 2021.

Outro importante fator para o uso do alumínio está no apelo mundial pela redução da emissão de gases do efeito estufa, como o CO<sub>2</sub>. Assim, nas últimas décadas, indústria automotiva vem buscando alternativas para tal nos automóveis sem que ocorra perda da eficiência energética. Dessa forma, uma das soluções que as montadoras adotaram foi a substituição do aço pelo alumínio, que hoje está presente em diversas partes dos carros como nos componentes de motor, carroceria, estrutural, entre outras.

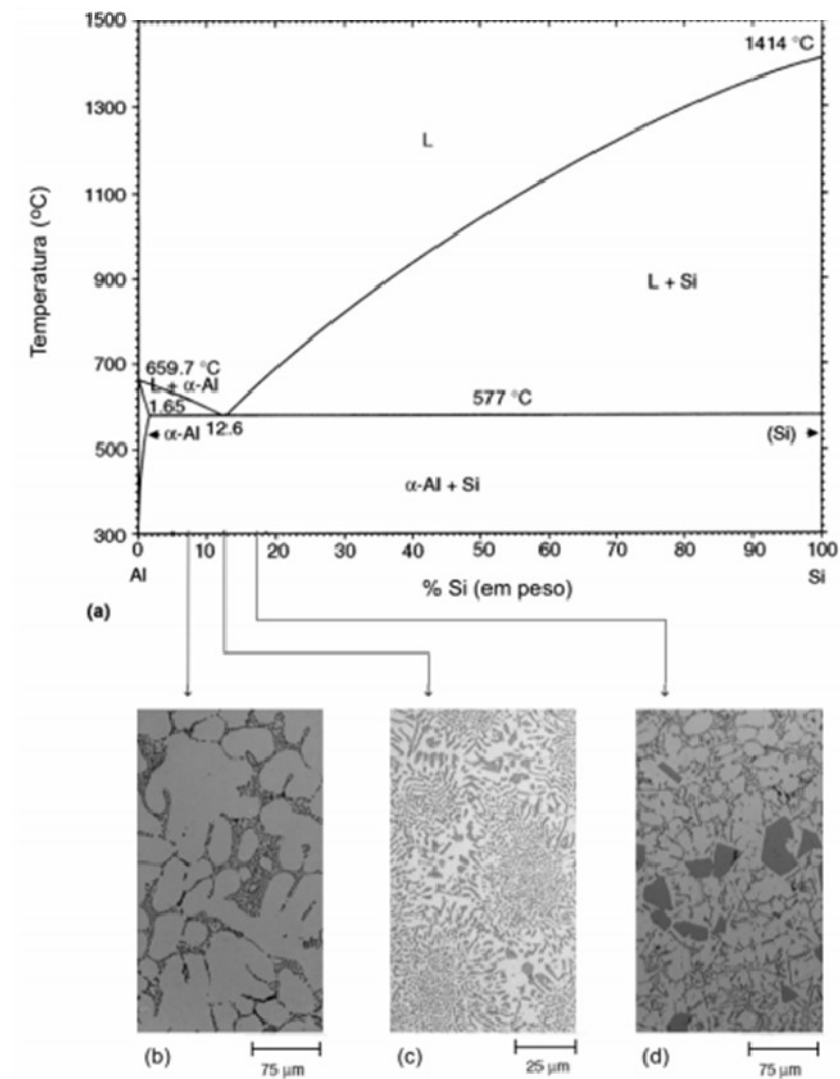
#### 3.2.4 Ligas Alumínio Silício

De acordo com Duarte (2018), as ligas Alumínio-Silício são consideradas um sistema binário e no caso da liga AlSi<sub>6</sub>Cu<sub>4</sub> o cobre atua como elemento de liga. Em geral, as ligas deste grupo consistem em uma fase primária de alumínio ou silício e uma mistura eutética destes elementos. Para este sistema, o ponto eutético se encontra em 12,6% de silício a 577 °C, abaixo deste teor de Si está a composição hipoeutética, e acima, a composição hipereutética. O diagrama de fases desse sistema com suas respectivas microestruturas pode ser visto na Figura 4 (FERRARINI, 2009).

O silício é o elemento mais utilizado nas ligas de alumínio para fundição. As ligas empregadas, geralmente, contêm entre 5 e 12% de silício nas composições. A adição do silício se deve às extensas melhorias que este traz nas propriedades da liga e do produto fundido, tais como: melhor fluidez do metal líquido no vazamento, aumenta a resistência a trincas durante a contração, reduz a contração externa e diminui a porosidade. Além de outras características que estão fora do processo de fundição, como melhor reprodução dos detalhes do molde e melhor soldabilidade das peças fundidas (FUOCO, 2017).

Ainda, segundo Campos (2009), um outro papel importante do silício nas ligas de alumínio para fundição é permitir que a liga se torne termicamente tratável, principalmente se estiver com o magnésio combinado, abaixo de 8% na composição. Além disso, é interessante que o silício esteja bem disperso na matriz de alumínio e que também esteja presente uma porcentagem baixa de ferro na liga. Isto se deve à interação química entre o silício e ferro, em que um teor maior que 1,5% de ferro na liga pode causar uma estrutura grossa e quebradiça no silício. Entretanto, teores baixos e controlados de ferro na liga previnem que ocorra soldagem do metal líquido com o molde de fundição de aço.

**Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si e suas respectivas microestruturas**



- a) Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si; b) composição hipoeutética; c) composição eutética; d) composição hipereutética.

Fonte: FERRARINI, 2009.

### 3.3 Tratamento Térmico de Endurecimento por Precipitação em Ligas de Alumínio

O propósito do tratamento térmico nas ligas de alumínio se assemelha ao mesmo de outros metais: melhorar as propriedades mecânicas e a ductilidade, cada um com seus mecanismos específicos. Conforme a norma NBR ISO 2107:2008, é possível classificar o tratamento térmico segundo a aplicação do produto a ser tratado. Esta classificação está demonstrada na

Tabela 4. Ademais, de acordo com Kaufman (2000), há dez formas de dividir os tipos de tratamento térmico em ligas de alumínio. Estas divisões se encontram na Tabela 5 (KAUFMAN (2000)).

**Tabela 4 – Classificação do tratamento térmico segundo aplicação do produto vazado**

<b>Classificação</b>	<b>Descrição</b>
F	Material bruto pós vazamento
O	Recozido: aplica-se a produtos laminados que foram submetidos a recristalização
H	Encruado: produtos endurecidos por conformação plástica
W	Solubilização: aplicado a ligas para posterior envelhecimento.
T	Tratado termicamente: Tratado para obter melhores propriedades mecânicas.

Fonte: Adaptado de NBR ISO 2107:2008.

De acordo com a ABAL (2021), uma das etapas de um dos tratamentos térmicos para as ligas de alumínio também é comumente chamado de têmpera. Nesse caso, a expressão não tem qualquer ligação com a usada nos aços. Dentro do contexto das ligas de alumínio, é uma condição aplicada ao metal ou a liga, por meio de deformação plástica a frio ou de tratamento térmico, de forma a promover estrutura e propriedades mecânicas características a este processo.

**Tabela 5 – Divisões dos tratamentos térmicos (Continua)**

<b>Nomenclatura</b>	<b>Divisões dos tratamentos térmicos</b>
T1	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação e envelhecido naturalmente.
T2	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido naturalmente.
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente.
T4	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente.
T5	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação e envelhecido artificialmente.



**Tabela 5 – Divisões dos tratamentos térmicos (Continuação)**

<b>Nomenclatura</b>	<b>Divisões dos tratamentos térmicos</b>
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente.
T7	Solubilizado e sobre envelhecido.
T8	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente.
T10	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente.

Fonte: Adaptado de KAUFMAN, 2000.

### 3.3.1 Características gerais do processo de endurecimento por precipitação

De forma geral, as ligas de alumínio apresentam baixa solubilidade aos diversos elementos de liga à temperatura ambiente. Em consequência, o mecanismo de endurecimento por solução sólida é pouco efetivo. Por outro lado, a precipitação de segunda fase é um mecanismo bastante atuante nestas ligas (FUOCO, 2017).

De acordo com Reed-Hill (1982), o tratamento térmico de endurecimento por precipitação ocorre em duas etapas:

1. Solubilização: a liga é aquecida a uma temperatura em que uma segunda fase se dissolve na fase mais abundante. O metal é mantido nessa temperatura até que se obtenha uma solução sólida homogênea e, a seguir, é resfriado rapidamente até uma temperatura mais baixa para que se atinja uma condição supersaturada.
2. Envelhecimento: operação que se dá pelo reaquecimento da liga e permanência do material a uma temperatura intermediária constante, de forma que seja acima da temperatura ambiente, mas abaixo da temperatura *solvus*. Em seguida, a liga é retirada do forno a intervalos regulares e resfriada até a temperatura ambiente.

De acordo com Nogueira (2013), o aumento da dureza neste tratamento térmico ocorre devido à formação dos precipitados que diferem da fase da matriz. Esses precipitados produzem uma distorção na rede cristalina do material e, conseqüentemente, tal distorção promove o aumento da dureza na liga.

Dessa forma, se o tratamento se prolongar, os precipitados tendem a crescer em tamanho e perder a coerência com a matriz, reduzindo o aumento da dureza, sendo que tal processo é chamado de superenvelhecimento (Figura 5). Na maioria dos processos industriais não se utiliza a precipitação natural, ou seja, em seguida ao tratamento de solubilização, executa-se o tratamento de precipitação com aquecimento a temperaturas entre 150 e 220°C por tempo controlado. Durante este tratamento, aproveita-se o estado de supersaturação para precipitar novamente as partículas, por exemplo, de  $\text{CuAl}_2$ , de forma muito fina por toda a matriz (FUOCO, 2017).

**Figura 5 – Desenho esquemático da variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento**



Fonte: Adaptado de DIETER, 1998.

Ademais, segundo Dieter (1998), é criterioso que a segunda fase (os precipitados) seja solúvel a altas temperaturas e que a solubilidade caia com a diminuição da temperatura para que ocorra o endurecimento por precipitação.

A etapa de solubilização é a primeira etapa no processo de tratamento térmico por endurecimento por precipitação. Nesta, o objetivo principal é dissolver as fases diferentes da matriz na solução com o aquecimento dessa até a região monofásica do diagrama de fases (COUTINHO, 1980). De acordo com Silva (2017), a solubilização pode ser considerada como uma etapa preparatória da liga ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação propriamente dito. Além disso, de certa forma, todas as ligas que apresentam sistemas com soluções sólidas com certa diferença nos limites de solubilidade das fases entre a temperatura

ambiente e temperaturas mais elevadas respondem metalurgicamente ao processo de tratamento térmico por endurecimento por precipitação

Ainda segundo Silva (2017), após o aquecimento da liga até apresentar uma única fase, é realizado um resfriamento brusco do material, geralmente em água, até uma certa temperatura. Neste momento, a liga se encontra no estado supersaturado, portanto, se apresenta como uma solução sólida instável.

Segundo Li *et al* (2004) e Yang *et al* (2015), a alteração de parâmetros do processo como o tempo de permanência e a temperatura podem afetar a microestrutura final da liga e, portanto, do produto final. A exemplo do que mostra Coutinho (1980), para a liga 142 T5 71, empregada na fabricação de pistões automotivos, cuja composição aproximada é 4% Cu, 2% Ni e 1,5% Mg, quando fundida em areia, essa liga deve ser solubilizada por 12 horas a 525 °C. Entretanto, quando fundida em coquilha ou sob pressão, a solubilização requer apenas 8 horas para ambas as situações. O resfriamento é realizado em água, a uma temperatura entre 65°C e 100°C, favorecendo a diminuição ou mesmo a retirada total das tensões internas, com alteração mínima nas propriedades mecânicas.

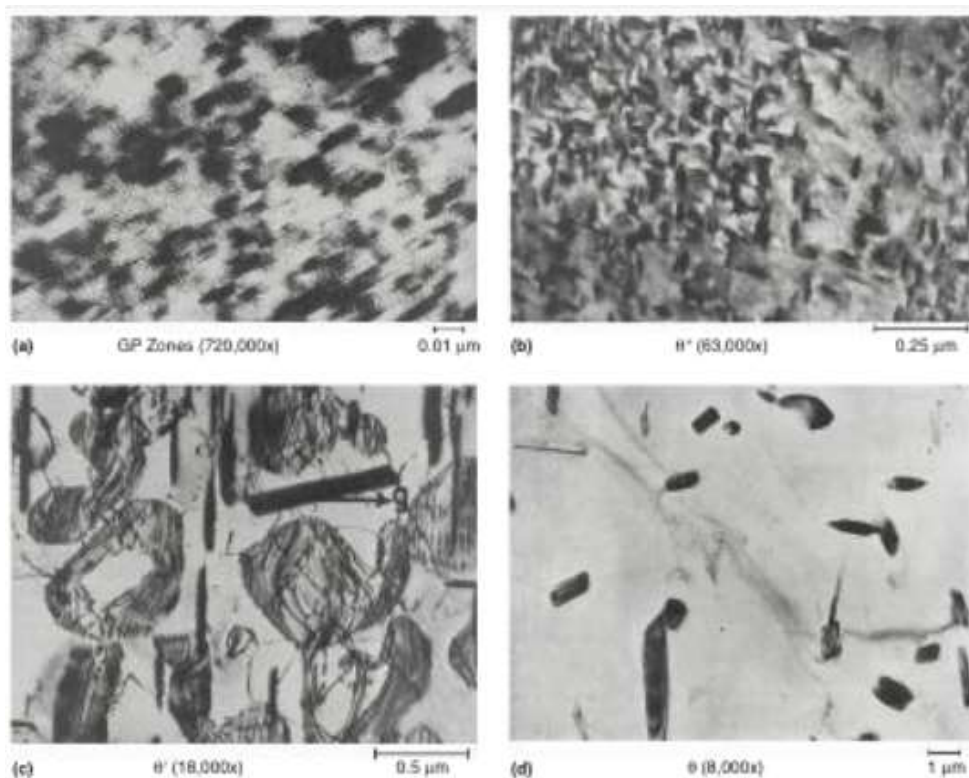
De acordo com Silva (2017), o limite de solubilidade representa a quantidade máxima de um segundo elemento químico que pode ser adicionada a um material, ou fase matriz, a uma dada temperatura sem que haja a formação de uma segunda fase. Assim, uma das características mais importantes do grupo dessas ligas que respondem ao tratamento térmico e, portanto, a etapa solubilização, como parte do tratamento térmico de endurecimento por precipitação é o fato de nessas ligas, o limite de solubilidade sólida do elemento de liga é quase nulo à temperatura ambiente e aumenta com a temperatura.

Em seguida, o resfriamento é conduzido bruscamente. O objetivo desse resfriamento brusco, também denominado têmpera, é evitar a precipitação com o decréscimo de temperatura (ABAL, 2021). Para Silva (2017), a tendência do sistema, após o arrefecimento, caso sejam dadas condições termodinâmicas e cinéticas, é voltar ao estado de equilíbrio, com a difusão dos átomos de elemento de liga e subsequente precipitação. Entretanto, apesar da liga estar no estado supersaturado, ela permanecerá neste estado por um tempo, que pode demorar algumas horas ou dias, sendo elevado com o emprego de baixas temperaturas.

A etapa seguinte no tratamento é o envelhecimento, na qual surgirão as chamadas zonas de Guinier Preston, ou zonas GP. Nogueira (2013) diz que as zonas GP são muito pequenas para

garantir um substancial endurecimento, uma vez que podem ser facilmente cisalhadas por discordâncias em movimento, diferente do que ocorre na solubilização, no qual há a obtenção de precipitados finos, que precisam ser grandes o suficiente para agir como obstáculos ao movimento das discordâncias. Na Figura 6 são apresentadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET) com alguns estágios de uma liga Al-Cu que passou pelo processo citado acima (CAMPBELL, 2008).

**Figura 6 – Micrografia obtida por MET de alguns estágios de precipitação de uma liga Al-Cu**



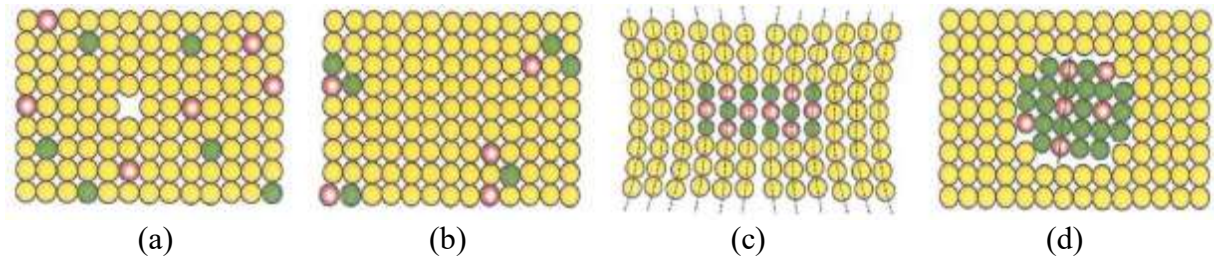
- a) Zonas GP.
- b) Fase intermediário de precipitação da fase teta''.
- c) Fase intermediária da fase teta'
- d) Fase de equilíbrio teta.

Fonte: CAMPBELL, 2008.

No envelhecimento, a liga é reaquescida a uma temperatura um pouco maior do que quando foi resfriada (geralmente entre 90°C e 180°C) e mantida a esta temperatura por um certo período de tempo (geralmente entre 1h a 6h), a este processo dá-se o nome de envelhecimento artificial. Entretanto, existe uma condição no endurecimento por precipitação que ocorre quando o tempo de permanência da liga no envelhecimento é muito prologando, fenômeno chamado de superenvelhecimento. Quando isto ocorre, há uma redução da dureza devido ao fato de que as

passam a não serem mais coerentes com a matriz e já relativamente grandes (NOGUEIRA, 2013). Uma representação da microestrutura de uma liga na solubilização está demonstrada na Figura 7 (ABAL, 2021).

**Figura 7 – Representação da microestrutura de uma liga durante o tratamento**



- a) Solução sólida;
- b) Zonas GP;
- c) Precipitados coerentes;
- d) Precipitados incoerentes.

Fonte: ABAL, 2021

O envelhecimento também foi descoberto para as ligas que continham magnésio e silício, conduzindo ao desenvolvimento do que são, atualmente, as principais ligas estruturais para aplicações gerais de engenharia (ABAL, 2021). Além disso, segundo Van Vlack (1970), o tratamento térmico de endurecimento por precipitação não eleva somente o valor da dureza, mas também do limite de resistência à tração, do limite de escoamento e dos parâmetros de ductilidade.

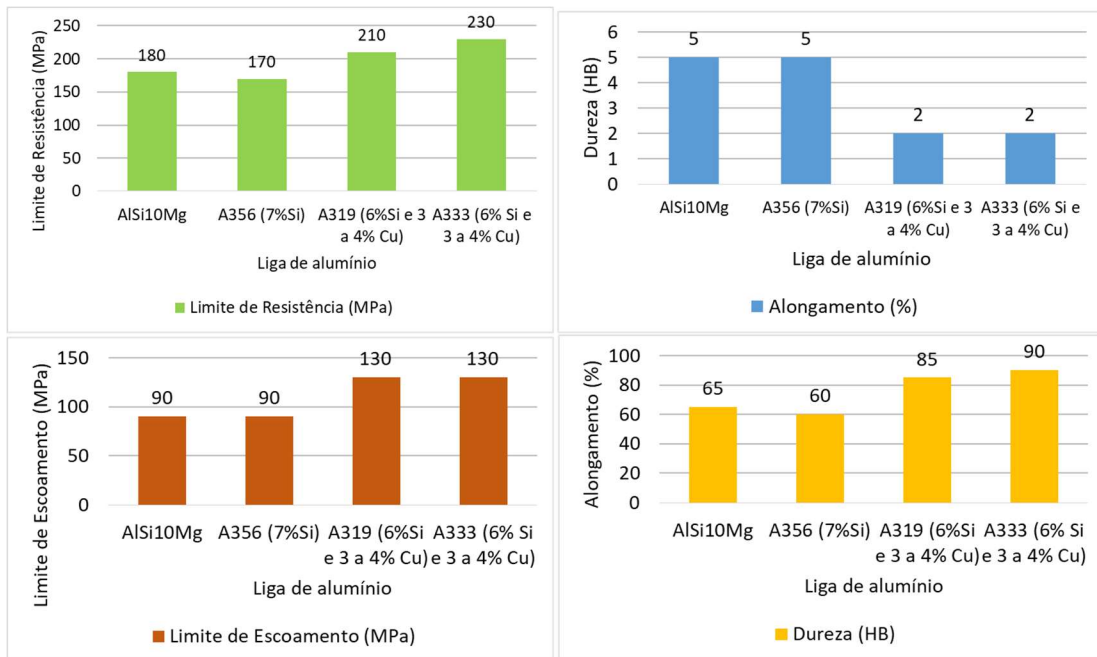
### **3.4 Propriedades Mecânicas em Ligas de Alumínio em Produtos Fundidos para a Indústria Automotiva**

Ao longo dos anos, o estudo de novas ligas proporcionou diversos benefícios relacionados ao aumento da resistência mecânica, que somados às demais características do alumínio, proporcionam durabilidade para as soluções desenvolvidas em setores como transportes, construção e energia, entre outros (REVISTA ALUMÍNIO, 2021).

De acordo com Fuoco (2017), no caso das ligas Al-Si produzidas por fundição, as propriedades mecânicas dependem essencialmente do teor de silício e da velocidade de resfriamento do metal ao longo do processo. A elevação dos valores de resistência mecânica e de dureza de ligas Al-Si pode ser alcançada essencialmente por dois métodos: 1) adição de cobre entre 1% e 4% sem tratamento térmico e 2) adição de magnésio entre 0,3% e 0,5% (ou mesmo de cobre de no mínimo 1%), associado a tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

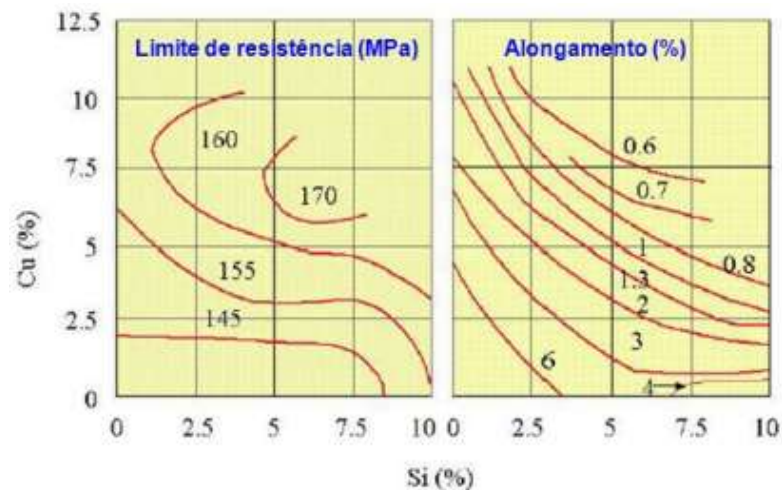
Ainda segundo Fuoco (2017), a adição de cobre é a forma mais simples de aumentar as propriedades mecânicas de resistência e dureza, no entanto, causa um efeito fragilizante na liga, reduzindo os valores de alongamento e de resistência ao impacto. O cobre é considerado o elemento de liga com maior poder endurecedor das ligas Al-Si. As adições típicas de cobre são da ordem de 0,8% a 4% e promovem a precipitação da fase  $\text{CuAl}_2$ . O efeito da adição de cobre na liga Al-Si sobre algumas propriedades mecânicas pode ser observado nas Figuras 8 e 9.

**Figura 8 – Comparação das principais propriedades mecânicas em ligas Al-Si com e sem a presença de cobre como elemento de liga**



Fonte: Adaptado de FUOCO, 2017.

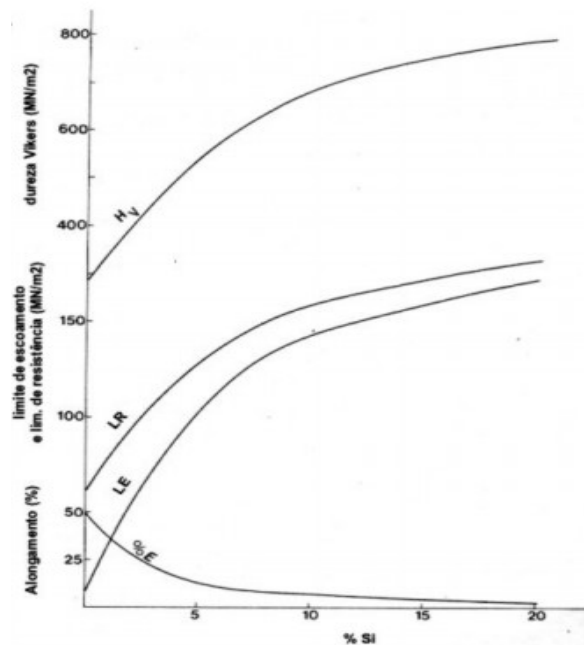
**Figura 9 – Efeito da adição de cobre na liga Al-Si sobre o limite de resistência e sobre o alongamento com teores de silício até 10%**



Fonte: FUOCO, 2017.

Durante o estado bruto fundido, Haskel (2009) mostrou que a microestrutura de uma liga de alumínio Al-Si é tipicamente constituída por dendritas de solução sólida rica em alumínio ( $\alpha$ Al) e partículas de silício (Si) formando um eutético irregular. As propriedades mecânicas das ligas Al-Si dependem da morfologia e distribuição destas partículas de Si. Além disso, Haskel (2009) e Haghshenas *et al* (2008) mostraram que a fragilidade das fibras grosseiras de Si é a principal razão para baixa ductilidade e baixas resistências à ruptura e ao impacto. Entretanto, a presença destas na forma de partículas finas, dispersas e globulares podem resultar em propriedades mecânicas excelentes. Na Figura 10, é apresentada a influência do teor de silício em algumas propriedades destas ligas (MONDOLFO, 1976).

**Figura 10 – Influência da adição de silício em algumas propriedades na liga de alumínio**



Fonte: MONDOLFO, 1976.

### 3.5 Condutividade Térmica e Elétrica no Alumínio

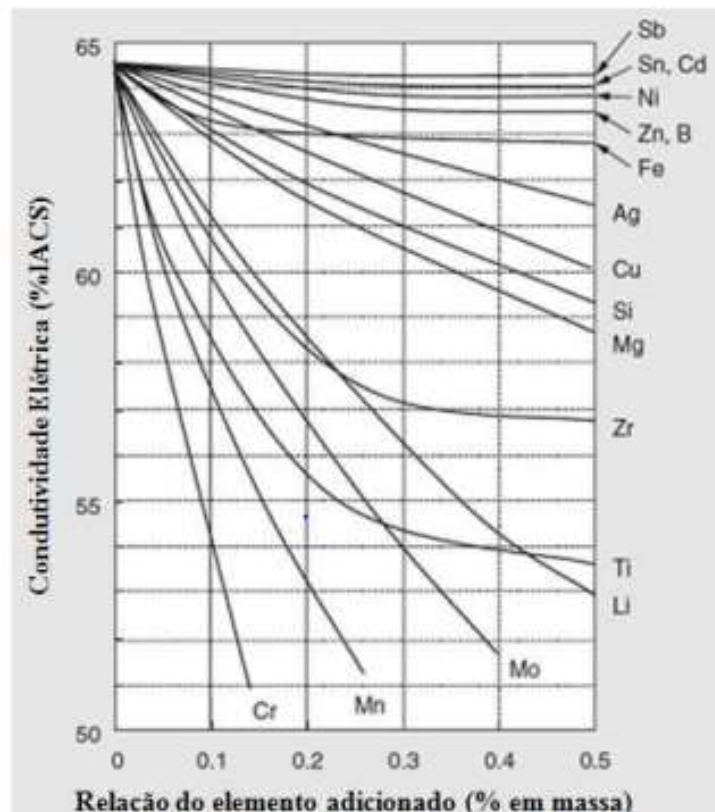
Para Callister (2012), a condução térmica é o fenômeno pelo qual o calor é transportado das regiões de maior temperatura para as de menor temperatura em uma substância. Dessa forma, à habilidade de um material conseguir transferir calor, dá-se o nome de condutividade térmica (CT). Em outras palavras, pode-se observar a CT como a relação entre o fluxo de calor transportado através de um corpo e o gradiente de temperatura que gera esse fluxo. A CT é melhor definida pela Equação 1, onde  $q$  indica o fluxo de calor por unidade de tempo por unidade de área ( $W/m^2$ ),  $k$  é a condutividade térmica ( $W/mK$ ) e  $dT/dx$  é o gradiente de temperatura através do meio de condução.

$$q = -k * dT/dx \quad (1)$$

De forma geral, entre os metais, o alumínio possui propriedades térmicas que se sobressaem sobre os demais, como baixo coeficiente de expansão térmica, alta capacidade calorífica e alta condutividade térmica (ABAL, 2021). Ainda segundo Callister (2012), uma vez que a condutividade elétrica (CE) e a CT nos metais são causadas pelos mesmos fatores, os elétrons livres, estas duas podem ser relacionadas entre si pela Lei de Wiedemann-Franz.

Conforme Machado (2012), a condutividade elétrica é definida como o inverso da resistividade e, no caso do alumínio, é uma das propriedades mais sensíveis, de forma que é muito influenciada pela variação na composição química e alterações microestruturais do alumínio e respectivas ligas. A adição de elementos de liga na preparação da liga impacta tanto as suas propriedades mecânicas quanto elétricas. Além disso, o tratamento térmico também promove alteração nestas propriedades devido à modificação estrutural nas ligas. A influência da adição em % massa de elementos de liga na condutividade elétrica do alumínio é mostrada na Figura 11 (HORIKOSHI et al, 2006).

**Figura 11 – Influência da adição de elementos de liga na condutividade elétrica do alumínio**

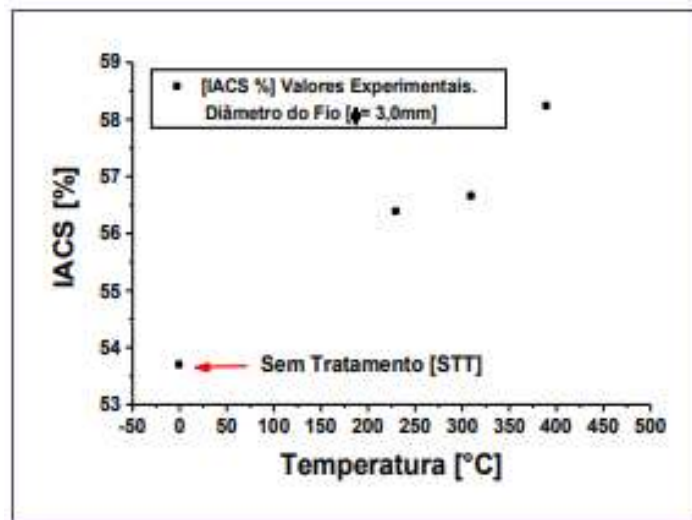


Fonte: HORIKOSHI *et al*, 2006.



Estudos de Tertuliano *et al* (2012), para uma liga Al-Si laminada a frio, com zircônio como elemento de liga, indicaram que no caso da condutividade elétrica (unidade de medida da CE), ocorreram ganhos à medida que foram utilizadas maiores temperaturas de tratamento térmico, como pode ser observado na Figura 12. Além disso, tais fenômenos opostos parecem sugerir que, à medida que a temperatura de tratamento térmico aumenta, a recristalização progride, diminuindo o limite de resistência à tração e aumentando a capacidade de conduzir energia elétrica.

**Figura 12 – CE em % IACS em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h**



Fonte: TERTULIANO *et al*, 2012.

## **4 MATERIAIS E MÉTODOS**

### **4.1 Descrição do Trabalho**

A proposta deste trabalho consistiu na análise do comportamento da liga  $AlSi_6Cu_4$ , utilizada em cabeçotes de motor produzidos por fundição sob gravidade, quando esta passa por subsequente tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Neste estudo, foi avaliada a variação do tempo e da temperatura de envelhecimento durante o processo. Os parâmetros de tempo e de temperatura foram escolhidos com base na literatura técnica consultada, cujos detalhes foram descritos nos tópicos anteriores deste estudo.

Em seguida, as amostras foram submetidas à caracterização mecânica de dureza e tração, medição de condutividade elétrica, caracterização microestrutural e composição química. O total de amostras foi de 40 corpos de prova, 5 para cada condição proposta.

### **4.2 Fluxograma Experimental**

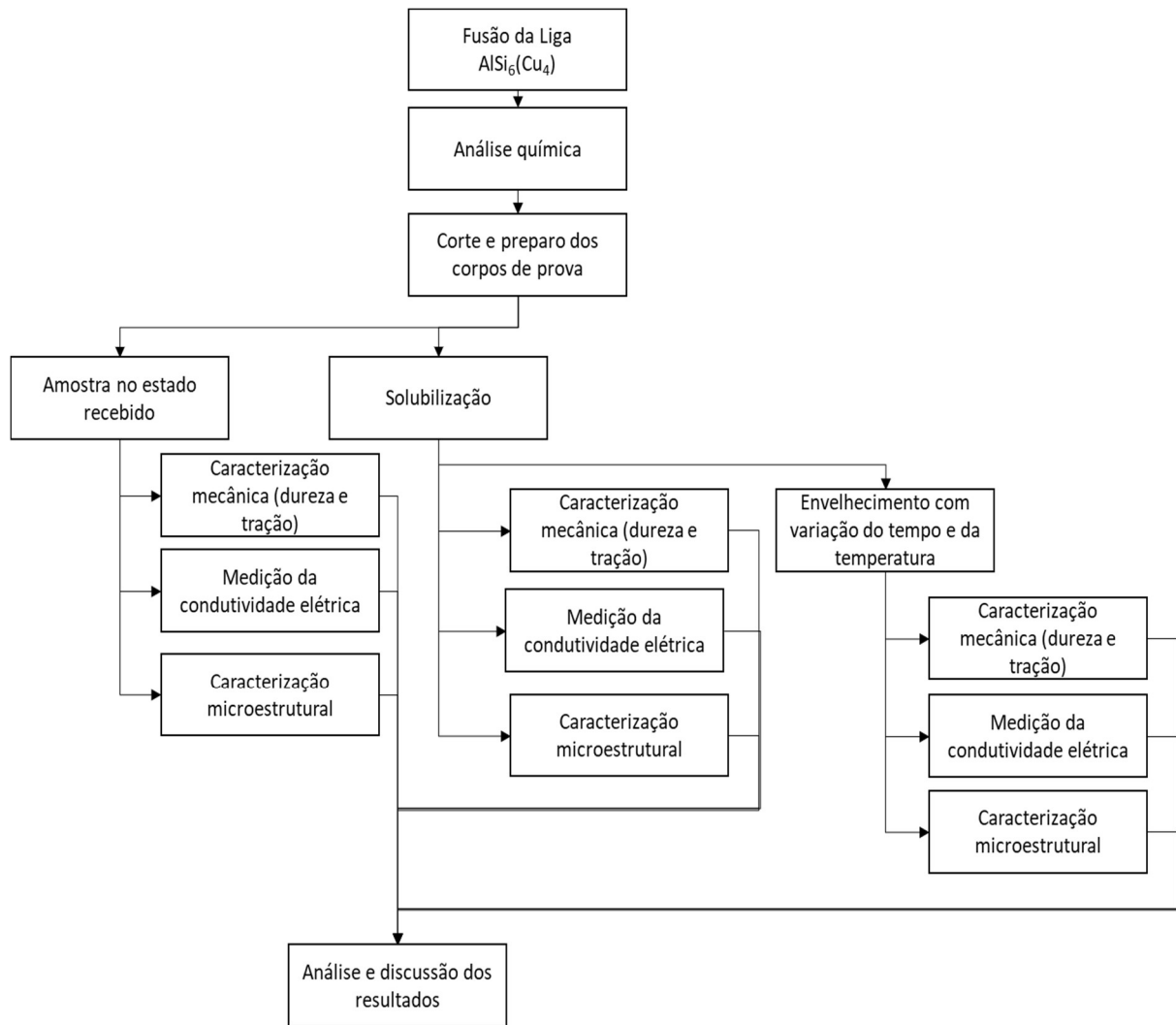
Na Figura 13 pode ser observado o fluxograma geral dos procedimentos experimentais conduzidos neste trabalho. Cada uma das etapas é detalhada nos itens a seguir. Todos os experimentos apresentados neste trabalho foram conduzidos nos laboratórios da Nemark Alumínio do Brasil, em sua planta na cidade de Betim, Minas Gerais.

### **4.3 Materiais**

#### **4.3.1 Preparação dos corpos de prova**

Os corpos de prova foram retirados da região central de cabeçotes fundidos por gravidade em um carrossel. Posteriormente, estes foram cortados para confecção dos corpos de prova. A composição química da liga foi aferida por equipamento de espectrometria de emissão óptica, marca Spectrolab, conforme Figura 14. Nas Tabelas 6 e 7, estão descritas as especificações técnicas da Nemark Alumínio para a composição química (% em peso) e propriedades mecânicas após tratamento térmico, respectivamente, para a liga  $AlSi_6Cu_4$ .

**Figura 13 – Fluxograma geral dos procedimentos experimentais**



Fonte: Próprio autor.

**Tabela 6 – Especificação dos elementos químicos para liga AlSi6Cu4**

Elemento químico	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Sn	Pb	Cr	Al
	5,0	3,0	0,2	0,6	0,4	1,0	0,3	0,13	0,1	0,07	500	Restante
	-	-	-	Máx.	-	Máx.	Máx.	-	Máx.	Máx.	(ppm)	
	7,0	5,0	0,3		0,6			0,20				

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 7 – Especificação das propriedades mecânicas para liga AISi6Cu4**

<b>Propriedades Mecânicas</b>	<b>Especificação</b>
Limite De Resistência à Tração	208 MPa mín.
Alongamento Uniforme	0,85% mín.
Condutividade Térmica	140 W/m.K mín.
Dureza	80 a 105 HB

Fonte: Próprio autor.

**Figura 14 – Espectrômetro de emissão óptica**

Fonte: Próprio autor.

#### **4.4 Tratamento Térmico**

O escopo do tratamento térmico e da variação dos parâmetros de tempo e envelhecimento, conforme mencionado neste trabalho, foi baseado na literatura. Os fornos utilizados foram do tipo mufla, como o que está representado na Figura 15. O tratamento térmico de endurecimento por precipitação adotado neste trabalho consistiu na etapa de solubilização com tempo e temperatura igual entre as amostras e envelhecimento com variação de parâmetros.

Os corpos de prova foram organizados em “gaiolas” de arame de forma a permitir o manuseio com segurança e permitir a entrada e retirada rápida do forno mufla, de acordo com a Figura 16. As amostras seguiram o fluxo conforme a matriz dos tratamentos térmicos descrita na Tabela 8.

**Figura 15 – Forno mufla para tratamento térmico**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 16 – Corpos de prova organizados em “gaiolas” de arame**



Fonte: Próprio autor.

**Tabela 8 – Matriz de parâmetros dos tratamentos térmicos**

<b>Parâmetros de Solubilização</b>		
Tempo	Temperatura	Resfriamento
6,5h	500°C	Brusco, em água a temperatura ambiente (26°C)
<b>Parâmetros de Envelhecimento</b>		
Tempo	Temperatura	Resfriamento
2h	250°C	Natural
4h		
6h		
2h	260°C	Natural
4h		
6h		

Fonte: Próprio autor.

#### 4.5 Medição da condutividade térmica através da condutividade elétrica

Para a obtenção da CT foi utilizado um método empírico de conversão de condutividade elétrica em térmica. Para tal, os dados de CE foram obtidos com um medidor de CE de contato da marca Fischer, modelo SIGMASCOPE® SMP350, como mostrado na Figura 17. A partir dos dados de CE coletados pelo equipamento, foi utilizada a Equação 2, conforme procedimento técnico da própria Nemak Alumínio, para determinar os valores de CT para os cabeçotes de motor.

$$CT = 4,29 * CE - 13,321 \quad (2)$$

Para a realização da medição foi necessário primeiro lixar as amostras nas lixas de #80, #320 e #1000. Em seguida, ambientou-se as amostras entre 25°C e 28°C para que não ocorresse interferência externa do ambiente.

**Figura 17 – Medidor de condutividade elétrica de contato**



Fonte: Próprio autor.

#### 4.6 Ensaios Mecânicos

Para os ensaios de tração, os corpos de prova seguiram o padrão da norma ABNT MB-4. O ensaio foi realizado na máquina universal Instron, modelo 4482, conforme Figura 18. Para os ensaios de dureza Brinell foi utilizado o durômetro da marca Wolpert 3B-S, conforme Figura 19.

**Figura 18 – Máquina universal de ensaios**



Fonte: Próprio autor.

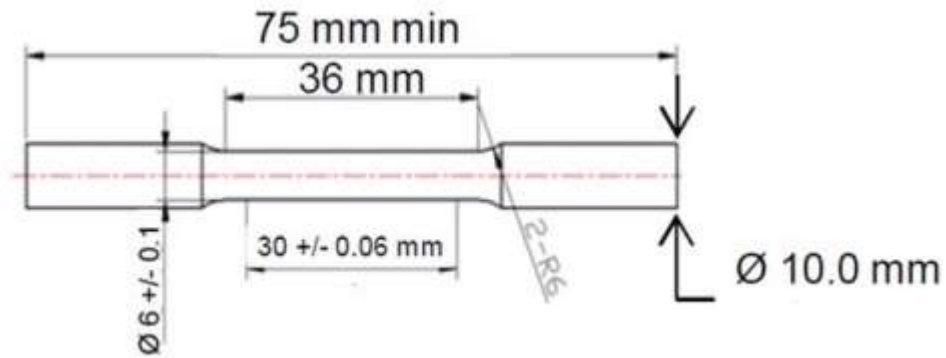
Para a realização do ensaio de tração, os corpos de prova foram torneados com geometria e dimensão conforme a norma ASTM E8, um exemplo do desenho está mostrado na Figura 20. Após a etapa de usinagem, os corpos de prova ficaram semelhantes ao representado na Figura 21.

**Figura 19 – Durômetro para ensaio de dureza**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 20 - Desenho técnico dos corpos de prova para ensaio de tração norma ASTM E8**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 21 – Corpos de prova usinados para ensaio de tração**



Fonte: Próprio autor.

#### **4.7 Caracterização Microestrutural**

A caracterização microestrutural foi iniciada com a preparação das amostras, conduzida com lixamento utilizando lixas de #80, #320 e #1000, polimento com pano de Neoprene e sílica coloidal como abrasivo na politriz metalográfica da marca Arotec, modelo AROPOL 2V, conforme Figura 22. Em seguida, um ataque químico foi conduzido, utilizando como reagente uma solução aquosa de ácido fluorídrico 0,5%.



**Figura 22 – Politriz marca Arotec para lixamento e polimento das amostras**



Fonte: Próprio autor.

Para a análise da microestrutura foi utilizado um microscópio óptico da marca Olympus, modelo GX51, conforme ilustrado na Figura 23, com sistema de aquisição de imagens e software específico Analysys. Além disso, as micrografias foram feitas com ampliação de 200x.

**Figura 23 – Microscópio óptico que será usado para a análise microestrutural**



Fonte: Próprio autor.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Análise Química da Liga AlSi6Cu4

Na Tabela 9 é apresentado o resultado da análise química da liga realizada por meio de espectrometria de emissão óptica. A composição química dos elementos está de acordo com a especificação técnica da liga apresentada na Tabela 6.

**Tabela 9 – Resultado da composição química da liga**

Elemento químico	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Sn	Pb	Cr	Al
AlSi6Cu4 (%)	5,90	3,50	0,22	0,49	0,44	0,57	0,04	0,19	0,02	0,05	151 (ppm)	Restante

Fonte: Próprio autor.

Conforme resultado de composição química apresentado e comparando com a Tabela 6, os valores dos elementos se encontram na faixa especificada. Assim, a liga e, portanto, os corpos de prova, após os tratamentos térmicos propostos neste trabalho, estão aptos a apresentarem dados consistentes com as propriedades mecânicas, condutividade térmica e microestrutura descritos na literatura.

### 5.2 Análise da Dureza da Liga AlSi6Cu4 em Diferentes Condições de Tratamento

Os valores de dureza Brinell (HB), com seus respectivos desvios-padrão, apresentados pelas amostras em todas as condições propostas neste trabalho estão elencados na Tabela 10.

**Tabela 10 – Resultado de dureza Brinell (HB) encontrado nas amostras**

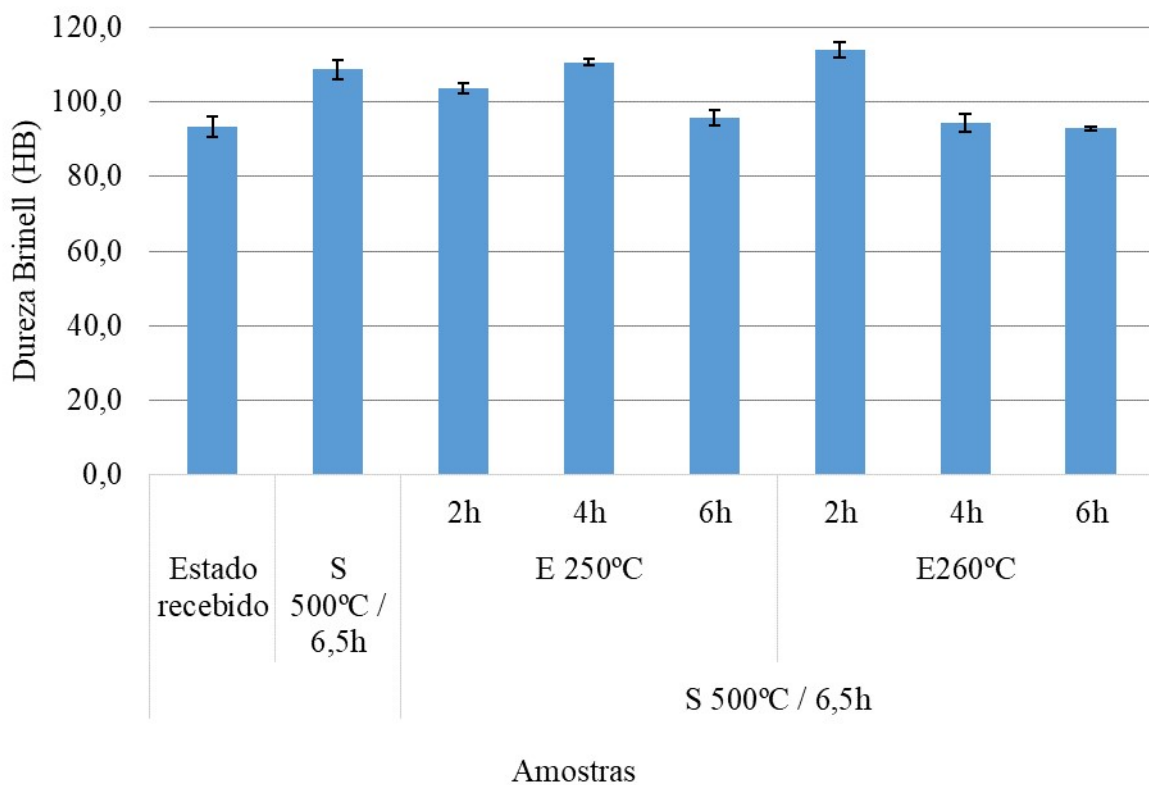
Amostra	Dureza HB		
<b>Estado recebido</b>	93,4±2,7		
<b>Solubilização 500°C / 6,5h</b>	108,6±2,6		
<b>Envelhecimento 250°C</b>	2h	103,6±1,4	
	4h	110,6±1,0	
	6h	95,7±1,9	
<b>Solubilização 500°C / 6,5h</b>	2h	114,0±2,0	
	<b>Envelhecimento 260°C</b>	4h	94,4±2,0
		6h	92,9±2,1

Fonte: Próprio autor.

De acordo com a especificação das propriedades apresentadas na Tabela 7, os resultados da amostra somente solubilizada a 500°C, da amostra envelhecida a 250°C por 4h e da amostra envelhecida a 260°C por 2 horas não estão conforme especificação (80 a 105 HB) para esta liga. Todas as outras condições apresentaram resultados de dureza dentro da especificação. Esse resultado é coerente com o tratamento que é realizado e especificado para esta liga na indústria, o qual utiliza os mesmos parâmetros para obter resultados dentro da especificação.

Na Figura 24 são mostrados os valores de dureza, com os desvios padrão, para cada condição das amostras: no estado recebido e as que passaram por tratamento térmico subsequente. No gráfico, foram utilizadas as letras “S” para representar a solubilização e a letra “E” para envelhecimento.

**Figura 24 – Resultados de dureza Brinell**



S: liga solubilizada, E: liga envelhecida

Fonte: Próprio autor.

O aumento na dureza da condição de estado recebido para somente solubilizada, de aproximadamente 15 HB, se explica pela dureza inerente da liga além do fenômeno de endurecimento por solução sólida. Endurecimento este que ocorre durante o resfriamento brusco, no qual há a formação de uma segunda fase típica dessa liga de alumínio e, também, os

constituintes se encontram como uma solução sólida supersaturada (Nogueira, 2013). Assim, o incremento da dureza é explicado pela distorção da rede cristalina causada pelos elementos de liga em solução sólida. A distorção mencionada restringe a capacidade de movimento das discordâncias por deslizamento de planos atômicos e, por consequência, resulta no aumento da dureza da liga pós solubilização.

Quanto à etapa de envelhecimento do material, não foi observada de forma clara a tendência de elevação na dureza do material com o possível desenvolvimento de precipitados, em comparação com a propriedade do material apenas solubilizado, com exceção da condição de temperatura de 260°C e tempo de 2 horas. No entanto, em comparação com a liga de alumínio como recebida, nota-se elevação e queda dos resultados de dureza com o tempo de envelhecimento para as duas temperaturas consideradas no tratamento térmico, de acordo com a proposta do tratamento térmico.

Na etapa de envelhecimento, os elementos de liga que antes estavam em solução sólida supersaturada, combinaram-se com o alumínio e começaram a precipitar, dispersos, finos e coerentes com a matriz. Acredita-se que as amostras envelhecidas por 6h apresentaram valores de dureza menores que a amostras de 2h e 4h, em ambas as temperaturas de envelhecimento, devido ao processo de superenvelhecimento, ou seja, os precipitados tornaram-se maiores e incoerentes com relação a matriz alterada.

Como comentado anteriormente, a amostra que apresentou maior valor de dureza neste trabalho foi a solubilizada e envelhecida a 260°C por 2h, com valor de 114,0 HB. Tal resultado pode ser explicado pela condição na qual os precipitados tenderam a se organizar de maneira mais fina e dispersa na microestrutura.

### **5.3 Análise da Condutividade Térmica em Diferentes Condições de Tratamento**

Os valores de condutividade térmica (W/mK) foram calculados a partir dos dados de condutividade elétrica (%IACS), conforme Equação 2. Os dados encontrados nas amostras em todas as condições propostas neste trabalho estão apresentados na Tabela 11.

De acordo com a especificação das propriedades apresentadas na Tabela 7, as amostras no estado recebido, somente solubilizada e envelhecida a 250°C por 6h não estão conforme especificação técnica para esta liga na indústria.

**Tabela 11 – Resultado de CT encontrado**

<b>Amostra</b>	<b>CT (W/mK)</b>	
<b>Estado recebido</b>	105,8±2,2	
<b>Solubilização 500°C / 6,5h</b>	113±2,4	
	2h	142,5±5,3
<b>Envelhecimento 250°C</b>	4h	145,5±2,1
	6h	133,9±3,0
<b>Solubilização 500°C / 6,5h</b>	2h	140,9±2,1
	4h	138,8±1,7
<b>Envelhecimento 260°C</b>	6h	137,8±2,4

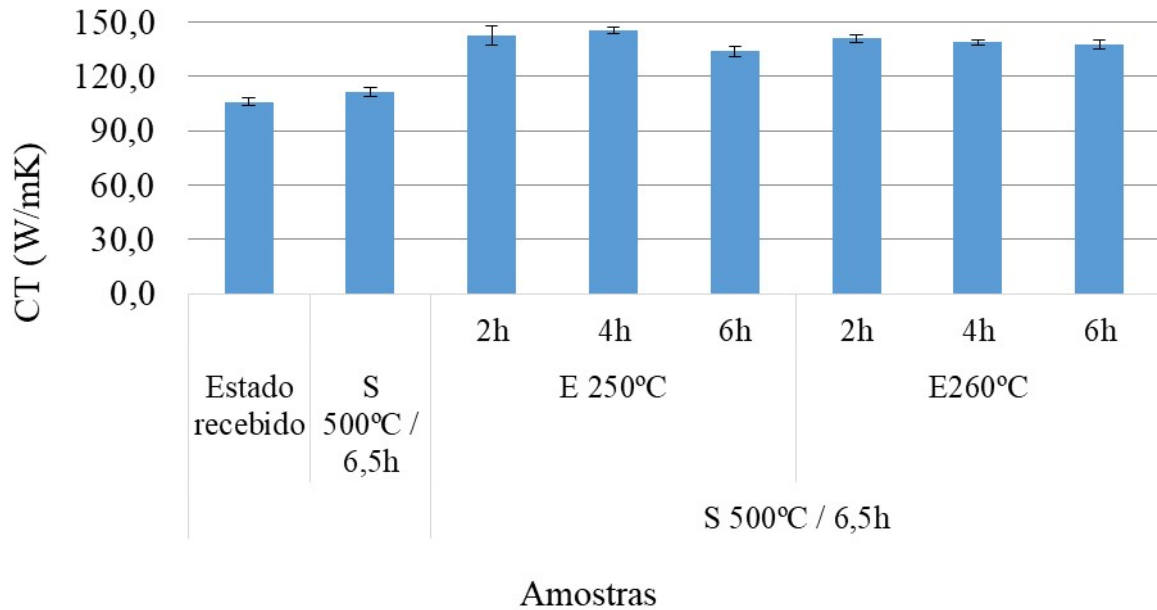
Fonte: Próprio autor.

Conforme mostrado na literatura, a amostra no estado recebido e somente solubilizada apresentaram os menores valores de CT em relação às amostras que passaram por tratamento térmico de envelhecimento. Tal comportamento foi também observado no trabalho de Tertuliano *et al* (2012), no qual é mostrado o incremento da CE e, conseqüentemente, da CT, em ligas Al-Si que passam por tratamento térmico a altas temperaturas.

Na Figura 25 são apresentados os valores de CT, com seus respectivos desvios-padrão, para cada condição das amostras: no estado recebido e as que passaram por tratamento térmico subsequente. No gráfico, novamente foram utilizadas as letras “S” para representar a solubilização e a letra “E” para envelhecimento.

Em geral, as amostras que passaram pela etapa de envelhecimento apresentaram valores médios maiores que 135 W/mK, diferentemente do que foi verificado para as amostras no estado recebido e somente solubilizada. Tertuliano *et al* (2012) indicam que este comportamento pode ser explicado pela modificação microestrutural que o tratamento térmico causa nestas ligas, à medida que, no envelhecimento, a recristalização dos grãos aumenta. A amostra envelhecida a 250°C por 4h apresentou o maior valor de CT, de 145,5 W/mK.

**Figura 25 – Resultado de CT encontrados nas amostras**

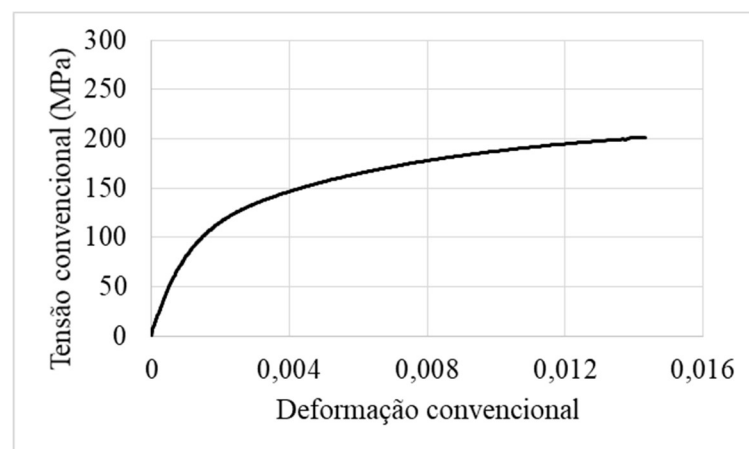


S: liga solubilizada, E: liga envelhecida  
 Fonte: Próprio autor.

#### 5.4 Análise das Propriedades Mecânicas da Liga AlSi6Cu4 sob Tração em Diferentes Condições de Tratamento Térmico

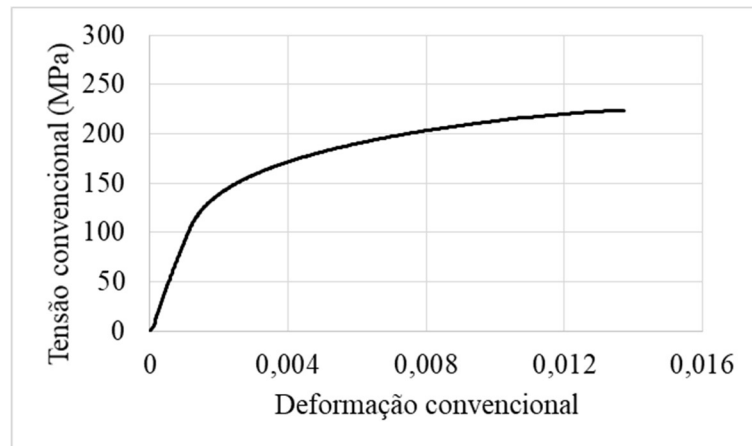
Para cada condição estudada, foram preparados cinco corpos de prova e estes foram submetidos aos ensaios de tração. A partir dos resultados dos ensaios de tração, foram montados as curvas tensão convencional – deformação convencional mostrados nas Figuras 27 a 34.

**Figura 26 – Curva tensão - deformação da amostra no estado recebido**



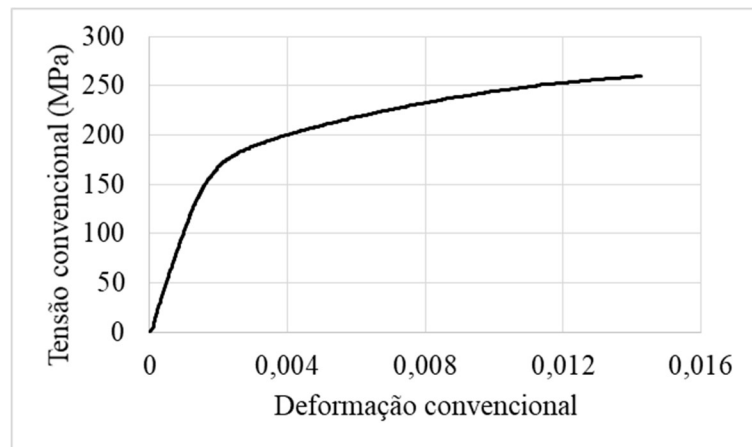
Fonte: Próprio autor.

**Figura 27 – Curva tensão - deformação da amostra solubilizada**



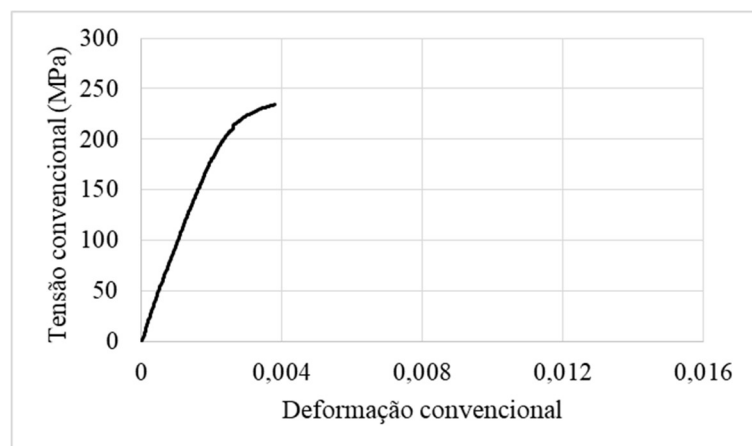
Fonte: Próprio autor.

**Figura 28 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 2h**



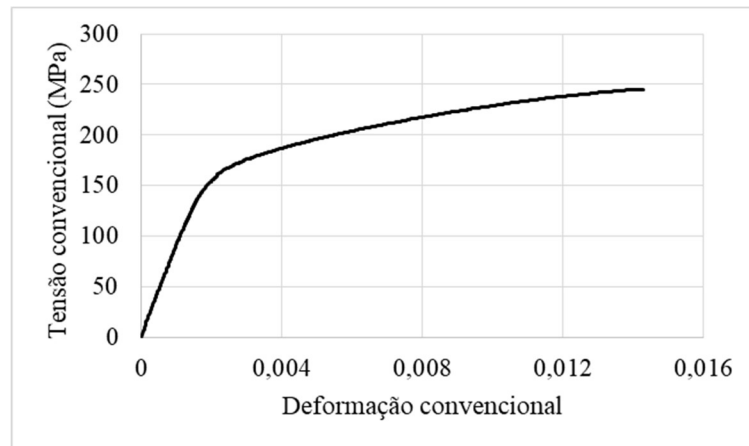
Fonte: Próprio autor.

**Figura 29 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 4h**



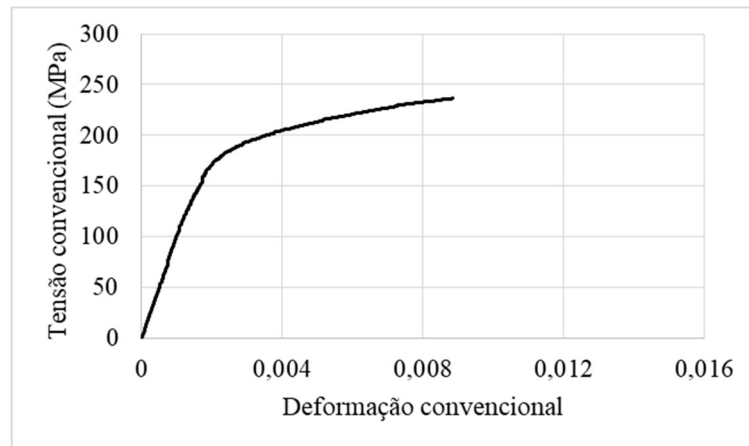
Fonte: Próprio autor.

**Figura 30 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 250°C por 6h**



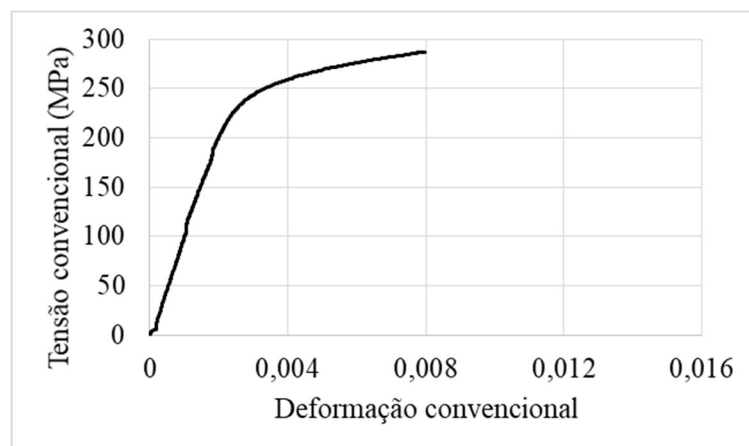
Fonte: Próprio autor.

**Figura 31 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 2h**



Fonte: Próprio autor.

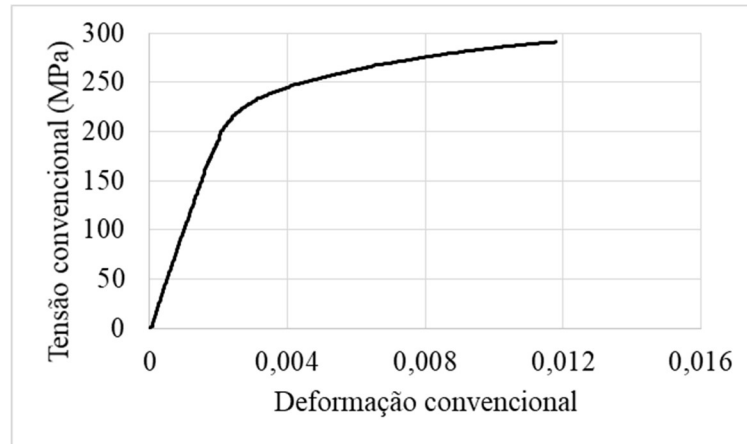
**Figura 32 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 4h**



Fonte: Próprio autor.



**Figura 33 – Curva tensão - deformação da amostra envelhecida a 260°C por 6h**



Fonte: Próprio autor.

Após a realização dos ensaios, foram comparados os valores de limite de resistência a tração (LRT) e alongamento uniforme (%Al) de cada condição estudada. Os resultados foram calculados com base na média de cinco amostras com o respectivo desvio padrão e estão mostrados na Tabela 12. Nas Figuras 35 e 36 são mostrados os resultados na Tabela 12 como gráficos.

**Tabela 12 - Resultados das propriedades mecânicas**

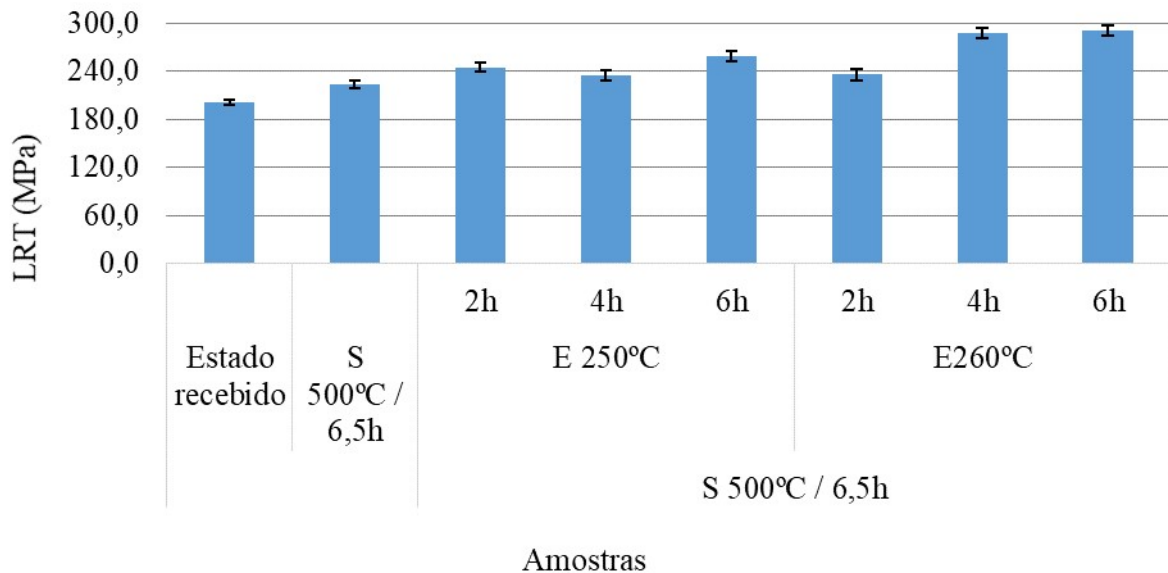
Amostra	Estado recebido	Solubili- zação 500°C / 6,5h	Solubilização 500°C / 6,5h					
			Envelhecimento 250°C			Envelhecimento 260°C		
			2h	4h	6h	2h	4h	6h
LRT (MPa)	201,0±3,1	223,8±4,8	245±6,1	234,4±6,5	259,2±6,1	236,3±7,1	287,4±6,5	291,0±7,0
Al (%)	1,4±0,5	1,4±0,6	1,4±0,7	0,5±0,3	1,4±0,7	0,9±0,4	0,8±0,5	1,2±0,5

Fonte: Próprio autor.

As amostras que passaram pelo processo de tratamento térmico apresentaram valores maiores de LRT do que a amostra no estado recebido. Entre as duas etapas do tratamento térmico, solubilização e envelhecimento, os maiores resultados se encontram nas amostras do segundo grupo. Com isso, entre as duas temperaturas de envelhecimento comparadas neste trabalho, de 250°C e 260°C, a amostra envelhecida a 260°C por 6h apresentou o maior valor de LRT, de 291,0 MPa. Este valor está dentro do especificado para esta liga, conforme Tabela 7, com LRT mínimo de 208 MPa. Entretanto, no caso da amostra no estado recebido, conforme diz a literatura, esta não atingiu a especificação desta liga para a indústria, de 201,0 MPa. Por fim, nota-se uma tendência de elevação da resistência mecânica com o tempo de envelhecimento

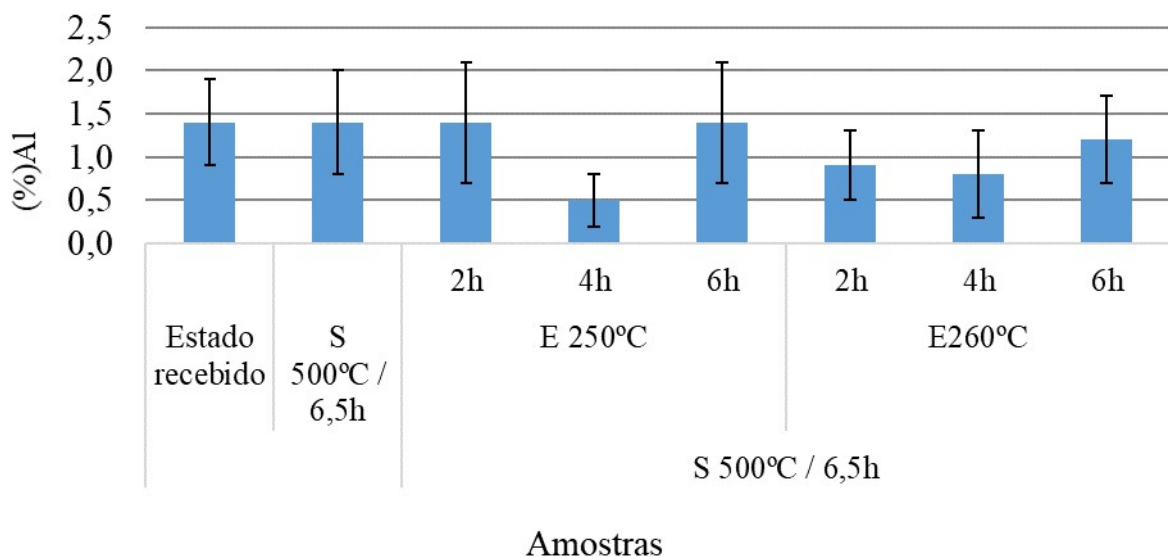
para ambas as temperaturas investigadas. Tal comportamento não foi verificado de maneira clara pelos resultados de dureza Brinell.

**Figura 34 – Resultados do limite de resistência à tração**



S: liga solubilizada, E: liga envelhecida  
 Fonte: Próprio autor.

**Figura 35 - Resultados do limite de resistência à tração**



S: liga solubilizada, E: liga envelhecida  
 Fonte: Próprio autor.

O comportamento de LRT das amostras, no qual os valores aumentam após o tratamento térmico em geral e, principalmente, após o envelhecimento, é explicado por DIETER (1998),

que indica que é nesta fase da operação que os precipitados, a altas temperaturas, promovem o endurecimento por precipitação. A presença de precipitados, similarmente ao que ocorre com a formação de solução sólida, porém em maior intensidade, leva à distorção da rede cristalina no material, gerando tensões de curto e longo alcance, alterando a capacidade de movimentação das discordâncias, que podem até mesmo atravessar ou cisalhar essas partículas, de acordo com as suas dimensões, dureza intrínseca e relação com a matriz (DIETER, 1998).

Nos resultados de alongamento uniforme, é possível observar que o menor valor se encontra na amostra solubilizada e envelhecida a 250°C por 4h, com 0,5% de Al (%). Este resultado não atende ao mínimo exigido de 0,85% para esta liga, mesmo considerando o desvio padrão. Além disso, a amostra que obteve maior resultado de dureza, apresentou alongamento uniforme de 0,9%. Coincidentemente, quatro amostras apresentaram o mesmo valor de alongamento uniforme de 1,4%, sendo elas a amostra no estado recebido, somente solubilizada, envelhecida a 250°C por 2h e por 6h.

### **5.5 Análise da Microestrutura da Liga AlSi6Cu4 em Diferentes Condições de Tratamento Térmico**

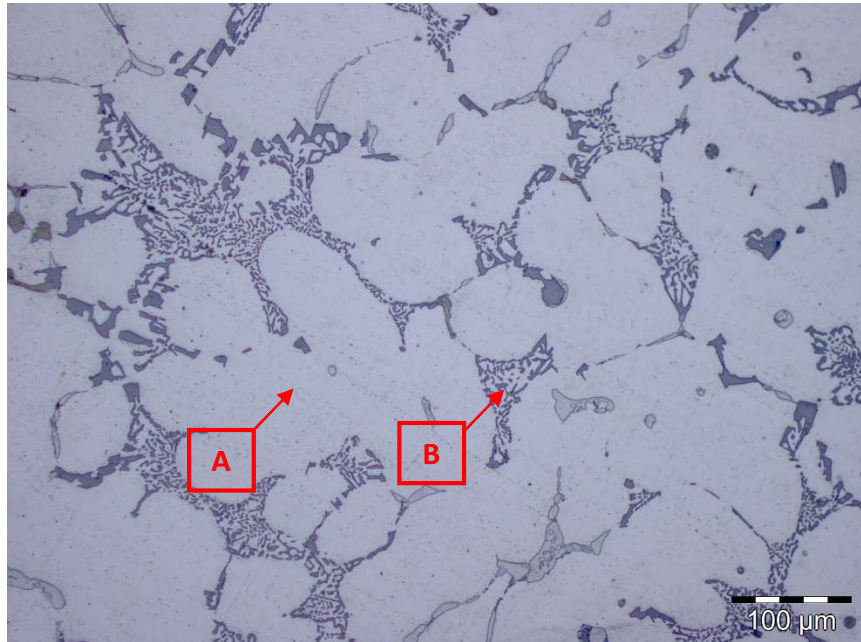
As micrografias obtidas para as amostras no estado recebido, somente solubilizada e envelhecidas passaram por preparação metalográfica conforme descrito na seção de Materiais e Métodos e as imagens a seguir foram capturadas com software específico e ampliação de 200x. As micrografias apresentaram claramente o constituinte alfa, rico em alumínio, e o constituinte eutético da liga, formado, principalmente, pela presença do silício como elemento de liga e também a formação da chamada escrita chinesa.

Na Figura 38 é apresentada a micrografia da amostra no estado recebido, sem passar por nenhuma etapa do tratamento térmico, ou seja, na forma como a liga é resfriada e solidificada no molde. Na figura, o elemento A significa a matriz com a fase  $\alpha$  de alumínio da liga e o B o constituinte eutético de silício.

Na Figura 39 está a micrografia da amostra somente solubilizada, que passou pela primeira etapa do tratamento térmico, mas não pelo envelhecimento. Nessa condição, é possível observar que o constituinte eutético já se diferencia da condição anterior, onde a amostra está no estado recebido. A matriz de fase  $\alpha$ , visualmente, se mantém sem alteração, enquanto o eutético apresenta uma geometria laminar mais irregular, quase no formato de “agulhas distorcidas”.

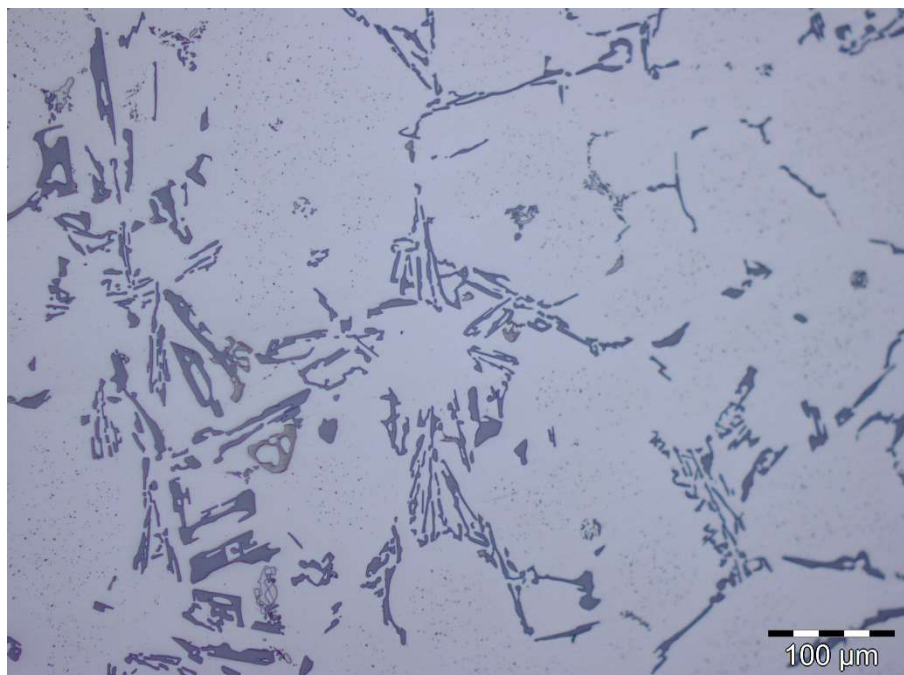
Essa morfologia pode ser explicada pela literatura, que sugere que a solubilização promove a supersaturação da segunda fase e com isso, há a distorção da matriz  $\alpha$ .

**Figura 36 - Microestrutura da amostra no estado recebido**



Fonte: Próprio autor.

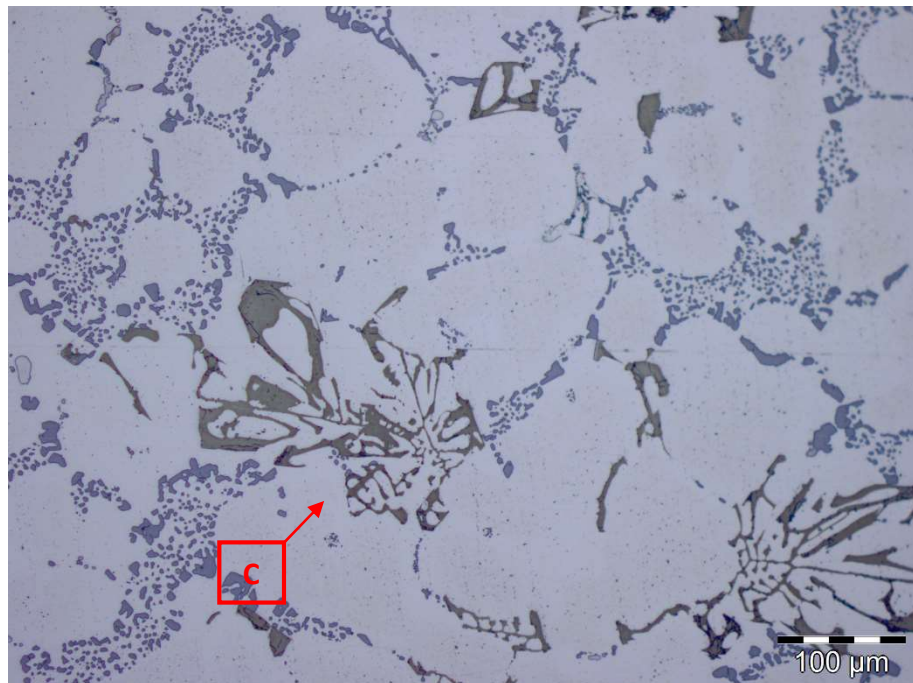
**Figura 37 - Microestrutura da amostra somente solubilizada a 500°C**



Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras de 40 a 45 estão representadas as micrografias das amostras que passaram pelas duas etapas do tratamento térmico, solubilização e envelhecimento, cada uma com o respectivo parâmetro de tempo e temperatura de envelhecimento. Em todos os casos, é possível observar que a matriz  $\alpha$  se mantém, visualmente, sem alteração, como nas duas amostras acima. De forma geral, nas amostras envelhecidas, há o surgimento da formação conhecida como escrita chinesa, uma fase intermetálica que aparece em pequenas quantidades e pequenas colônias de precipitados (GUTERRES, 2017). Nas Figuras de 40 a 45, a formação da escrita chinesa está demonstrada pelo elemento C.

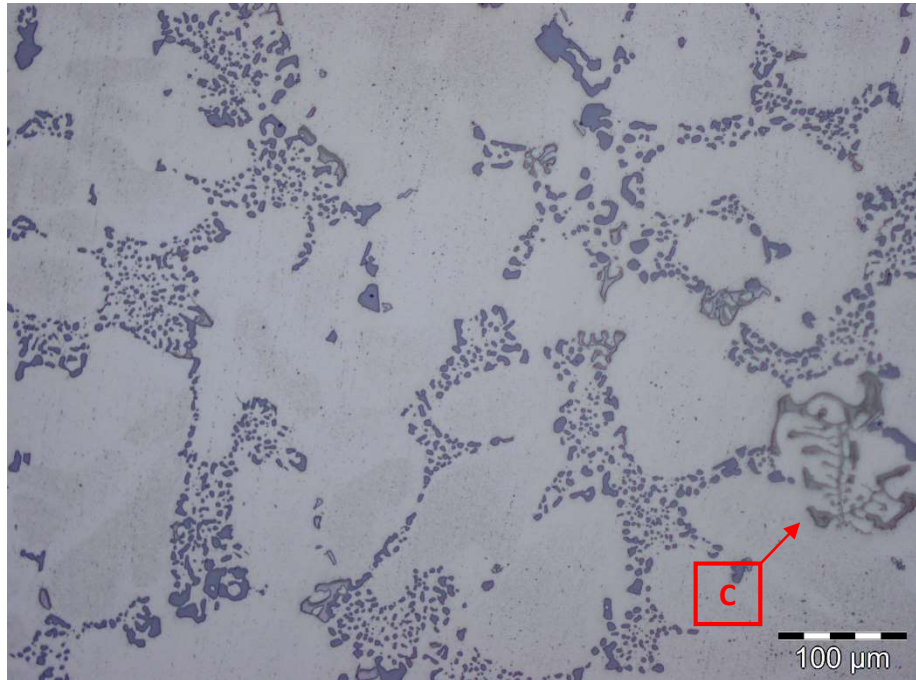
**Figura 38 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 2h**



Fonte: Próprio autor.

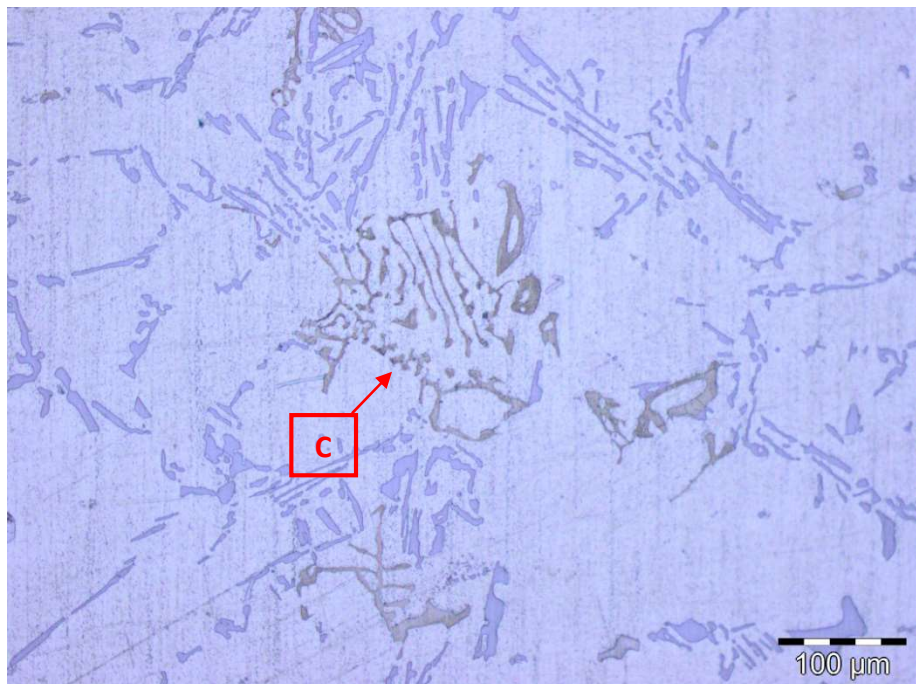


**Figura 39 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 4h**



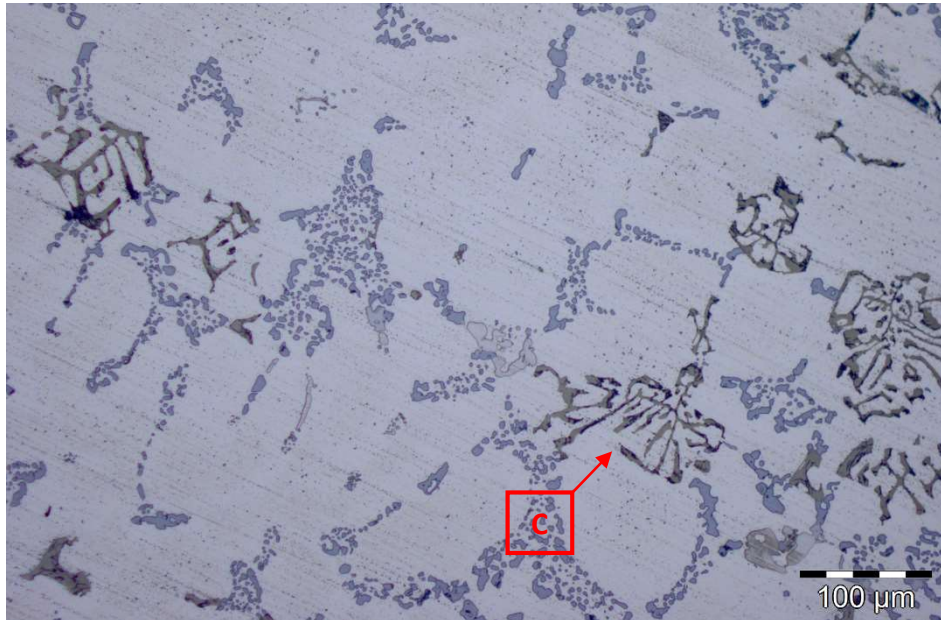
Fonte: Próprio autor.

**Figura 40 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 250°C por 6h**



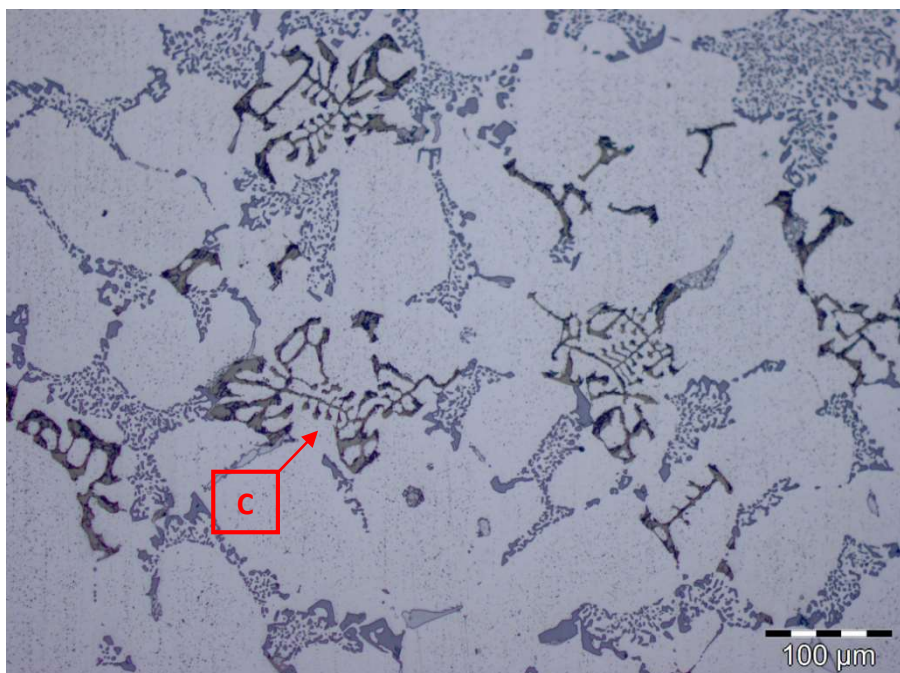
Fonte: Próprio autor.

**Figura 41 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 2h**



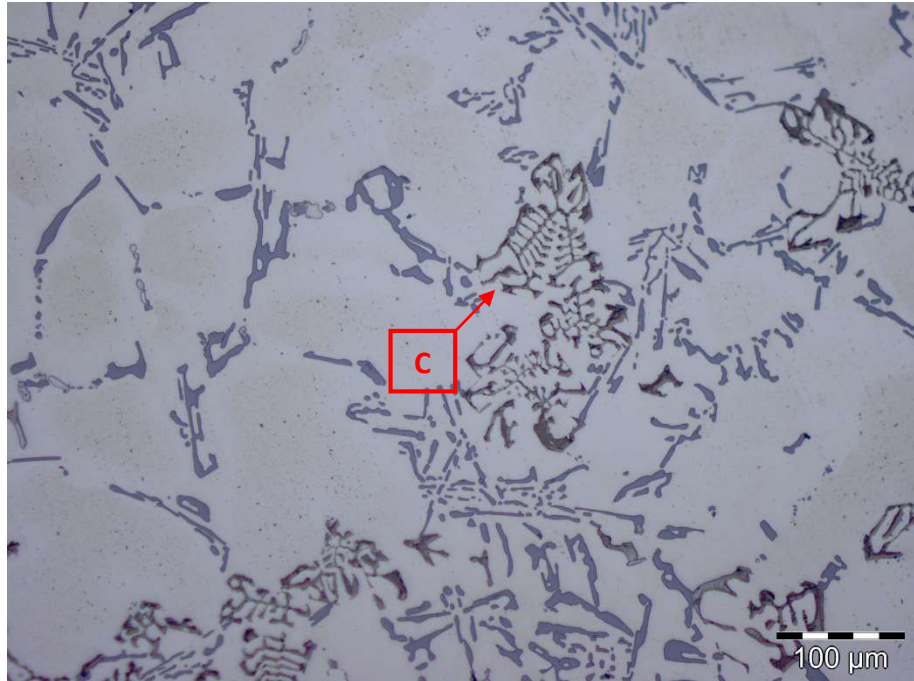
Fonte: Próprio autor.

**Figura 42 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 4h**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 43 – Microestrutura da amostra solubilizada a 500°C e envelhecida a 260°C por 6h**



Fonte: Próprio autor.

Observando todas as imagens do material após o envelhecimento nota-se que, além o surgimento da chamada escrita chinesa, as condições nas quais o tempo foi de 6 horas culminaram em alterações na morfologia do constituinte eutético, em comparação com os demais tempos. Quanto ao eventual desenvolvimento dos demais precipitados nessa etapa, com a técnica empregada na análise, microscopia óptica, não foi possível observar, uma vez que esses, de acordo com os trabalhos da literatura sobre endurecimento por precipitação, deveriam ser de dimensões reduzidas e dispersos na estrutura. Portanto, esses precipitados seriam passíveis de identificação apenas com ampliações superiores e empregado outras técnicas, como microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão.



## 6 CONCLUSÃO

Neste trabalho foram estudados os efeitos da variação do tempo e da temperatura de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação no comportamento da liga de alumínio AlSi6Cu4. Com os resultados obtidos a partir dos experimentos realizados neste estudo, foi possível obter as seguintes conclusões:

- Em relação à influência da variação do tempo e da temperatura na etapa de envelhecimento do tratamento térmico de endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas e de CT da liga de alumínio AlSi6Cu4, conclui-se que os valores encontrados, com seu respectivo desvio padrão, no envelhecimento à 250°C por 2h e 260°C por 4h e 6h atendem as especificações desta liga para a indústria automotiva.
- A liga estudada apresenta microestrutura, em seu estado bruto de fundição, constituída de uma matriz  $\alpha$  (alumínio) e agregado eutético de silício de morfologia acicular.
- De forma geral, as amostras tratadas termicamente apresentaram evolução microestrutural, apesar de que em algumas condições esta evolução não foi encontrada, na qual se observa a geometria mais circular do agregado eutético, bem como a formação de compostos do tipo escrita chinesa nas amostras envelhecidas.

## REFERÊNCIAS

ABAL. Disponível em: <https://abal.org.br/biblioteca/centro-de-informacoes/>. Acesso em: 12 Jun de 2021

ALUMINUM ASSOCIATION. 2021. Disponível em < <https://www.drivealuminum.org/aluminum-advantages/> > Acesso em: 22 jun 2021

ALVES, A. A. M.; **Extração de alumina - uma avaliação dos parâmetros influentes**. Dissertação de Mestrado. Área de concentração: Engenharia de Processos – Mestrado Profissional. 66f. Universidade Federal do Pará. Belém. Pará. 2017.

ASM HANDBOOK. **Alloy phase diagrams**. Ohio: American Society for Metals - ASM International, 2016. v.3. 800p.

ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. American Society for Metals – ASM International, v.9, 2004. 2733p.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. American Society for Metals – ASM International, v.2, 1990. 3470p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 2107:2008**: Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis - Designações das têmperas. Rio de Janeiro, 2008.

ATECMETAIS. Disponível em < <https://www.atecmetais.com/> > Acesso em: 27 jun 2021

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH. D. G. **CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS: UMA INTRODUÇÃO**. Tradução: Sergio Murilo Stamile Soares. Revisão Técnica: José Roberto Moraes d'Almeida. Rio de Janeiro. LTC. 2012. 845p.

CAMPBELL, J. **Castings: the new metallurgy of cast metals**. 2. ed. Birmingham: Elsevier, 2003. 337p.

CAMPOS, L. G. F. P. **Estudo comparativo entre materiais metálicos e compósitos poliméricos para aplicações mecânicas na indústria automobilística**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). 102f. Universidade Presbiteriana Mackenzie. 2009. São Paulo. São Paulo.

COUTINHO, T. A. **Metalografia de não ferrosos**. São Paulo: Edgard Blücher, 1980. 128 p.

DAVIS, J.R. **Aluminium and aluminium alloys**. ASM International. 2001, p351-416. Disponível em < <https://materialsdata.nist.gov/bitstream/handle/11115/173/Aluminum%20and%20Aluminum%20Alloys%20Davis.pdf?sequence=3&isAllowed=y> >. Acesso em: 22 jun 2021.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. 2 ed. London: McGraw-Hill, 1988. 751p.

DUARTE, V. V. d S. **Caracterização térmica das ligas A356.0, em AC- $\text{AlSi10Mg(Cu)}$ , em AC- $\text{AlSi6Cu4}$  e em AC- $\text{AlSi7Cu3Mg}$  por meio de curvas de solidificação**. Trabalho de conclusão de curso. 2018. 67f.. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

FERRARINI, C. F. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**. Tese (Doutorado – Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais). Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos. São Paulo. 2005.

FUOCO, R. **Propriedades mecânicas de peças fundidas em Ligas Al-Si**. 17º Congresso de Fundição – CONAF. São Paulo, SP. 2017.

GUTERRES, A. M. **Correlação entre composição química, porosidade, tratamentos térmicos e propriedades mecânicas em ligas de al-si-mg fundidas**. Tese (Doutorado - Programa de Pós Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais). Faculdade de Engenharia. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. 2017

GRUZLESKI, J.E., CLOSSET, B.M. **The treatment of liquid aluminum - silicon alloys**. American Foundrymen's Society Inc - AFS, Des Plaines, Illinois, USA, 1990. 256p.

HAGHSHENAS, M., ZAREI-HANZAKI, A., FATEMI-VARZANEH, S.M. **The effects of thermomechanical parameters on the microstructure of thixocast A356 aluminum alloy**. Materials Science and Engineering A, v.480, n.1-2, pp. 68-74. 2008.

HASKEL, T. **Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A356**. Dissertação de M.Sc., PGCEM/UDESC, Joinville, SC, Brasil, 2009.

HORIKOSHI, T.; KURODA, H.; SHIMIZU, M.; AOYAMA, S. **Development of Aluminum Alloy Conductor with High Electrical Conductivity and Controlled Tensile Strength and Elongation**. Hitach Cable Review N°25. August. Japan. 2006.

KAUFMAN, J.G. **Introduction to aluminum Alloys and Tempers**. ASM American society for metals, International, 2000.

LI.; Z.; SAMUEL.; A.M.; SAMUEL.; F.H.; RAVINDRAN.; C.; VATIERRA.; S.; DOTY.; H.W. **Parameters controlling the performance of AA319-type alloys**. Part I. Tensile properties. *Materials Science & Engineering A*, 367. p.96-109. September. 2004.

MACHADO, P. C. **Análise da Influência dos Solutos Zr e Ti sobre as propriedades mecânica, elétrica e de Termorresistência de uma Liga Al-Cu-Fe-Si destinada a Tx e a Dx de energia elétrica**. Dissertação (Mestrado – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica). Instituto de tecnologia. Universidade Federal do Pará. Belém – PA. 2012

MACHADO, P. C.; FREITAS, E. S.; FARIAS, L. B.; SANTOS, W. L. R.; QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas da liga Al - 0,6% Mg - 0,4% Si não refinada, modificada com teores de cobre**. V Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. 2009. Belo Horizonte. Minas Gerais.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**. London: Butterworth & Co. 1976.

NOGUEIRA, N. **Influência dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e na dureza da liga de alumínio 7075 endurecida por precipitação**. Trabalho de conclusão de curso. 2013. 76f. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte. Minas Gerais.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.

REVISTA ALUMÍNIO. Disponível em < <https://revistaaluminio.com.br/especial-mineracao-de-bauxita-como-e-feita-a-extracao-e-qual-a-importancia-da-atividade-para-o-brasil/> >. Acesso em: 27 jun 2021.

SAMUEL, E., SAMUEL, A. M., et. al. **Effect of Zr addition and aging treatment on the mechanical performance of Al-2%Cu base alloys**. *AFS Transactions*, pp. 01-06. 2010.

SHOCKMETAIS. Disponível em < <https://shockmetais.com.br/> > Acesso em: 27 jun 2021

SILVA, C. F. **Efeito dos parâmetros de processamento térmico na microestrutura e na resistência mecânica da liga de alumínio A319**. Dissertação (Mestrado – Programa de Pós

Graduação em Engenharia de Materiais). Departamento de Engenharia de Materiais. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte. Minas Gerais. 2017.

TERTULIANO, I. S.; SANTOS, W. L. R.; LIMA, J. A.; NOGUEIRA, P. S.; QUARESMA, J. M. V. **Avaliação do comportamento estrutural, mecânico e elétrico da liga Al-EC-0,26%Zr sob dois procedimentos de tratamento térmico**. VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico. 2012. Atibaia. SP.

WOLFENSBERGER, K. **Automotive Market: From Semi-Fabricated Products to Components and Complete Systems**. European Aluminum Association. Brussel. Belgium. 1997.

WOLFENSBERGER, K. **Automotive Market: From Semi-Fabricated Products to Componentes and Complete Systems**. Europe Alumium Association. Brussels. Belgium. 1997. Disponível em: < <https://www.european-aluminium.eu/> >. Acesso em: 26 Jun 2021.

YANG, C.L.; LI, Y.B.; DANG, B.; LU, H.B.; LIU, F. **Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A 356 alloy**. Science Direct and Transactions of Nonferrous Metals Society of China , p.3189-3196, January. 2015.