UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE CIÊNCIAS APLICADAS

SÂMIA MORATO DE FARIA

ESTUDO COMPARATIVO DOS EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 E MODIFICAÇÕES NAS MICROESTRUTURAS ATRAVÉS DA ANÁLISE DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA NA LIGA A356

Limeira
2021

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE CIÊNCIAS APLICADAS

SÂMIA MORATO DE FARIA

ESTUDO COMPARATIVO DOS EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 E MODIFICAÇÕES NAS MICROESTRUTURAS ATRAVÉS DA ANÁLISE DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA NA LIGA A356

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Manufatura à Faculdade de Ciências Aplicadas da Universidade Estadual de Campinas.

Orientador(a): Prof(a). Dr(a). Giovana da Silva Padilha

Limeira
2021

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Faculdade de Ciências Aplicadas
Renata Eleuterio da Silva - CRB 8/9281

F225e

Faria, Sâmia Morato de, 1998-
Estudo comparativo dos efeitos do tratamento térmico T6 e modificações nas microestruturas através da análise de corrosão por perda de massa na liga A356 / Sâmia Morato de Faria. – Limeira, SP : [s.n.], 2021.

Orientador: Giovana da Silva Padilha.
Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Ciências Aplicadas.

1. Ligas de alumínio. 2. Ligas de alumínio - Tratamento térmico. 3. Aluminio - Corrosão. I. Padilha, Giovana da Silva,1976-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Ciências Aplicadas. III. Título.

Informações adicionais, complementares

Título em outro idioma: Comparative study of the effects of T6 heat treatment and changes in microstructures through the analysis of corrosion by loss of mass in the A356 alloy
Titulação: Bacharel em Engenharia de Manufatura
Banca examinadora:
Giovana da Silva Padilha [Orientador]
Ausdinir Danilo Bortolozo
Yuri Alexandre Mayer
Data de entrega do trabalho definitivo: 14-07-2021

Autor: Sâmia Morato de Faria

Título: Estudo comparativo dos efeitos do tratamento térmico T6 e modificações das microestruturas por perda de massa na liga A356

Natureza: Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia de Manufatura

Instituição: Faculdade de Ciências Aplicadas, Universidade Estadual de Campinas

Aprovado em: 14/07/2021.

BANCA EXAMINADORA

_____

Prof(a). Dr(a). Giovana da Silva Padilha – Presidente
Faculdade de Ciências Aplicadas (FCA/UNICAMP)

_____

Prof. Dr. Ausdinir Danilo Bortolozo – Avaliador
Faculdade de Ciências Aplicadas (FCA/UNICAMP)

_____

Dr. Yuri Alexandre Meyer – Avaliador
Faculdade de Ciências Aplicadas (FCA/UNICAMP)

Este exemplar corresponde à versão final da monografia aprovada.

_____

Prof(a). Dr(a). Giovana da Silva Padilha
Faculdade de Ciências Aplicadas (FCA/UNICAMP)

AGRADECIMENTOS

À Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), em especial ao Centro de Pesquisa em Manufatura de Materiais Avançados (CPMMA), pela oportunidade de aprendizado concedida através do desenvolvimento desse trabalho;

À professora orientadora Dra. Giovana da Silva Padilha pela paciência, orientação e aprendizados transmitidos;

Aos colegas de laboratório Adriano Luís Tonetti, Eder Lopes Ortiz, Beatriz Tavoni Longhim, Samuel Moraes e Filipe Nascimento pela ajuda e conhecimento compartilhados;

Ao técnico de laboratório Sr. Luiz Antônio Garcia pelo conhecimento prático repassado e por toda ajuda;

Aos professores do curso de graduação em Engenharia de Manufatura da Universidade Estadual de Campinas, atuadores em minha formação;

As amigas Ana Carolina Ribeiro, Beatriz Baraldi, Nicole Monaretto, Flávia Gachet por todo o companheirismo, amizade e ajuda ao longo de todo o curso;

Ao meu namorado Leonardo Furone por todo apoio, incentivo e companheirismo;

Aos meus pais, Carlos e Andréa e meu irmão Murilo por todo carinho, amor, apoio e incentivo fornecidos sempre.

A todos vocês o meu muito obrigado.

FARIA, Sâmia Morato de. Estudo comparativo dos efeitos do tratamento térmico T6 e modificações nas microestruturas através da análise de corrosão por perda de massa na liga A356. 2021. nºf. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Manufatura.) – Faculdade de Ciências Aplicadas. Universidade Estadual de Campinas. Limeira, 2021.

RESUMO

As ligas do sistema Al-Si, como a A356, são muito usadas na indústria automotiva na produção de rodas de liga leve por apresentar propriedades como alta resistência à corrosão, baixa massa específica, excelente fundibilidade, baixa taxa de encolhimento, entre outras. No entanto, outras propriedades mecânicas podem ser afetadas devido à forma do silício eutético no material fundido. Sendo assim, para melhorar tais características, a indústria automotiva costuma aplicar o tratamento térmico por precipitação (T6), que consiste em três etapas: solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. Desta forma, o T6 altera a morfologia da liga e melhora as propriedades mecânicas. Neste contexto, este trabalho tem dois objetivos principais: avaliar os efeitos do tratamento térmico T6 na morfologia e nas propriedades mecânicas da liga A356 e estudar o impacto da solução corrosiva NaCl na liga ao longo do tempo. Para isso, o T6 foi realizado sob condições de 540 ºC de solubilização, têmpera à 30 ºC e envelhecimento à 180 ºC. Já o ensaio de corrosão foi realizado em meio salino NaCl (3,5% m/v), com presença e ausência de luz durante 6072 h (~253 dias). Os resultados da primeira parte do estudo, mostraram aumento do limite de resistência à tração na ordem de 55%, que passou de ~153±2 MPa para ~238±8 MPa antes e após o T6. A dureza também sofreu aumento após o T6, mas em menor proporção, cerca de 4,7%, aumentando assim, de 86±8 para 90±8 HV. As observações morfológicas também constataram mudanças nítidas na microestrutura da liga após o tratamento térmico T6. Já na segunda parte do estudo, foi verificado que apesar da solução salina impactar a superfície e microestrutura dos corpos de prova em estudo, a perda de massa com presença e ausência de luz é muito pequena, sendo menor que 1%, em ambas as condições.

Palavras-chave: Liga A356. Tratamento térmico T6. Propriedades mecânicas. Ensaio de corrosão. Propriedades morfológicas.

FARIA, Sâmia Morato de. Comparative study of the effects of T6 heat treatment and changes in microstructures through the analysis of corrosion by loss of mass in the A356 alloy. 2021. nºf. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Manufatura.) – Faculdade de Ciências Aplicadas. Universidade Estadual de Campinas. Limeira, 2021.

ABSTRACT

Alloys of the Al-Si system, such as A356, are widely used in the automotive industry in the production of light alloy wheels for presenting properties such as high corrosion resistance, low specific mass, excellent castability, low shrinkage rate, among others. However, other mechanical properties may be affected due to the shape of the eutectic silicon in the molten material. Therefore, to improve these characteristics, the automotive industry usually applies the thermal treatment by precipitation (T6), which consists of three stages: solubilization, tempering and artificial aging. In this way, T6 alters the alloy's morphology and improves mechanical properties. In this context, this work has two main objectives: to evaluate the effects of T6 heat treatment on the morphology and mechanical properties of the A356 alloy and to study the impact of the corrosive solution NaCl (3.5% m/v) on the alloy over time. For this, the T6 was carried out under conditions of 540 ºC of solubilization, quenching at 30 ºC and aging at 180 ºC. The corrosion test was carried out in a corrosive medium of NaCl (3.5% m/v), with the presence and absence of light for 6072 hours (~253 days). The results of the first part of the study showed an increase in the tensile strength limit in the order of 55%, which went from ~153±2 MPa to ~238±8 MPa before and after T6. Hardness also increased after T6, but to a lesser extent, about 4.7%, thus increasing from 86±8 to 90±8 HV. Morphological observations also found clear changes in the microstructure of the alloy after the T6 heat treatment. In the second part of the study, it was found that despite the saline solution impacting the surface and microstructure of the specimens under study, the loss of mass with the presence and absence of light is very small, being less than 1%, in both conditions.

Keywords: A356 alloy. T6 heat treatment. Mechanical properties. Corrosion test. Morphological properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1	Diagrama binário do Al-Si eutético.....	17
Figura 2	(a) CP utilizado para ensaio de dureza, DRX, morfologia e corrosão (b) utilizado no ensaio de tração.....	21
Figura 3	Representação dos corpos de prova imersos em solução corrosiva NaCl (3,5% m/v).....	24
Figura 4	Morfologia do corpo de prova da liga A356 antes do tratamento térmico T6.....	26
Figura 5	Morfologia do corpo de prova da liga A356 após o tratamento térmico T6.....	27
Figura 6	Resultados de tensão *vs.* deformação de engenharia da liga A356 antes e depois do tratamento térmico T6.....	28
Figura 7	Dureza (em HV) antes e depois do tratamento térmico T6.....	30
Figura 8	Difratograma da liga A356 antes do tratamento térmico T6.....	31
Figura 9	Variação de massa da liga A356 exposta à corrosão na presença de luz, os pontos em vermelho indicam as maiores mudanças de massa e morfologia.....	32
Figura 10	Variação de massa da liga A356 exposta à corrosão na ausência de luz, os pontos em vermelho indicam as maiores mudanças de massa e morfologia.....	33
Figura 11	Comportamento da Liga A356 antes da corrosão. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	34
Figura 12	Liga A356 após 312 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	35
Figura 13	Liga A356 após 1032 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	35
Figura 14	Liga A356 após 1344 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	36
Figura 15	Liga A356 após 3048 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	36
Figura 16	Liga A356 após 6072 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	37
Figura 17	Liga A356 após 312 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	38
Figura 18	Liga A356 após 696 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	38
Figura 19	Liga A356 após 1344 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.....	39

Figura 20 Liga A356 após 4896 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x..... 39

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Composição química para fabricação de rodas de alumínio fundido em baixa pressão..... 20

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ºC	Grau Celsius, unidade de temperatura;
A356	Liga de Al7Si0.3Mg;
kg	Quilograma, unidade de massa;
T6	Tipo de tratamento térmico que é solubilizado e envelhecido artificialmente;
CNC	Controle numérico computadorizado, modelo de torno;
CP	Corpo de prova;
HV	Vickers, unidade de dureza;
DRX	Difração de raios X;
nº	Número;
Ml	Mililitro, unidade de volume;
L	Litros, unidade de volume;
A	Ampere, unidade de corrente;
G	Gramas, unidade de massa;
ASTM	American Society for Testing and Materials, órgão de normas;
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas, órgão de normas;
U	Unidade de massa atômica, equivale à 1/12 da massa do carbono-12;
LRT	Limite de resistência a tração;
mm²	Milímetros quadrados, unidade de área;
N	Newton, unidade de força;
mm	Milímetro, unidade de comprimento;
MPa	Mega pascal, unidade de pressão e tensão;
h	Horas, unidade de tempo;
min	Minutos, unidade de tempo;
T5	Tipo de tratamento térmico;
mg	Miligrama, unidade de massa, equivalente à 10^{-3} Kg.

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Alfa
B	Beta
Θ	Theta

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO..... 13
1.1 Objetivos..... 15
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA..... 16
2.1 Alumínio e suas ligas..... 16
2.2 Microestrutura das ligas Al-Si..... 16
2.3 Tratamento térmico T6..... 18
2.4 Estudo de Perda de Massa..... 19
3 METODOLOGIA..... 20
3.1 Materiais e manufatura dos corpos de prova..... 20
3.2 Análises Morfológicas..... 21
3.3 Análise de Tensão *vs.* Deformação de Engenharia..... 22
3.4 Análise de dureza..... 22
3.5 Análise de Difratometria de Raios X..... 22
3.6 Tratamento Térmico T6..... 23
3.7 Ensaio de Perda de Massa..... 23
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES..... 26
4.1 Análise Morfológica..... 26
4.2 Análise de tensão *vs.* Deformação de engenharia..... 28
4.3 Análise de dureza..... 29
4.4 Análise de difratometria de raios X..... 30
4.5 Análise de corrosão..... 31
4.5.1 Análise de perda de massa..... 31
4.5.2 Análise de superfície e microestrutura..... 34
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS..... 41
6 REFERÊNCIAS..... 42

1 INTRODUÇÃO

A redução de emissões de poluentes é um objetivo importante nas políticas internacionais, uma vez que isso afeta tanto a qualidade e o equilíbrio ambiental como também apresenta forte impacto na competitividade das empresas de diversos setores (MERLIN *et al.*, 2009). Na indústria automobilística isso não é diferente, segundo Miller *et al.* (2000), 10% de redução de massa do automóvel equivale a aproximadamente a 5,5% de melhoria na economia de combustíveis. Para os autores, a redução de massa é especialmente importante, pois recursos de segurança como sistemas anti-bloqueio, airbags e aumento da estrutura de segurança da carroceria contribuem para o aumento da massa do veículo, dessa forma, para garantir a redução de massa total é necessário o uso de materiais mais leves.

Nesse contexto, atualmente as indústrias automotivas estão se concentrando na melhoria da eficiência de combustível. E, consequentemente, materiais leves como o alumínio, têm atraído grande atenção nas indústrias para a substituição de componentes automotivos, que são feitos de aço e ferro fundido (SAMAT *et al*., 2021). Existem diversas rotas de fabricação para componentes automotivos. No entanto, fundição sob pressão, fundição de molde permanente, *thixocasting* e *reocasting* são capazes de produzir componentes de formato quase final em alta escala, o que reduz o tempo de produção e aumenta a eficiência do processo (DASH *et al*., 2021).

Atualmente, as ligas fundidas de Al-Si são usuais em componentes automotivos como rodas, devido à sua boa fundibilidade, resistência à corrosão, resistência ao desgaste e baixa expansividade térmica. No entanto, o silício é um cristal facetado que pode impactar na morfologia da liga, prejudicando propriedades mecânicas tais como limite de resistência à tração e dureza (HU *et al.*, 2018). Uma forma de aumentar as propriedades mecânicas das ligas de Al-Si é através da realização de tratamento térmico T6. Tal tratamento é composto por solubilização, têmpera e envelhecimento artificial.

Outra propriedade importante é a resistência à corrosão. A corrosão pode ser definida como a degradação de materiais na relação dos mesmos com o ambiente (VIRTANEN, 2009). Segundo Liu *et al.* (2020) a resistência das ligas de alumínio à corrosão depende principalmente da microestrutura e consequentemente, da relação entre anodo e catodo. Já Macário *et al.* (2019) cita em seu estudo que a resistência à corrosão das ligas de alumínio depende da rota metalúrgica aplicada na liga e da compatibilidade do metal com o combustível. Sendo assim, o presente trabalho se concentrou no estudo dos efeitos do tratamento térmico T6 e na análise das

micrografias e perda de massa em meio corrosivo da liga A356, que pertence ao sistema Al-Si e é amplamente utilizada na indústria de rodas automotivas.

1.1 OBJETIVOS

Os objetivos gerais desse trabalho foram avaliar a influência do tratamento térmico T6 nas propriedades mecânicas e morfológicas na liga A356, que pertence ao sistema Al-Si, e realizar um estudo comparativo do efeito da corrosão na morfologia e na perda de massa da liga citada.

Para isso, alguns objetivos específicos foram definidos:

- Estudar o impacto do tratamento térmico T6 na microestrutura da liga A356;
- Determinar o aumento das propriedades mecânicas após o T6;
- Observar o efeito da perda de massa por imersão em solução salina por ~253 dias.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Alumínio e suas ligas

As ligas são uma combinação de dois ou mais elementos, que juntos adquirem propriedades interessantes para diferentes aplicações. Tais propriedades não seriam alcançadas individualmente pelos elementos puros. As ligas de alumínio fundidas são amplamente utilizadas nas indústrias de transporte devido à sua excelente resistência específica, boa resistência à corrosão, excelente fundibilidade, baixa massa específica, alta produtividade e baixa taxa de encolhimento (AWE, 2020). Estima-se que a aplicação de ligas de alumínio em automóveis norte-americanos deve aumentar 12% até 2026, elevando a média de quantidade de alumínio por veículo de 208 kg (2020) para 233 kg (2026) (DASH *et al*., 2021).

O alumínio funde à 660 ºC, e sua temperatura de fusão pode ser alterada dependendo do soluto adicionado para constituir a liga (ABAL, 2007). Além disso, o alumínio possui grande facilidade de combinar com outros elementos o que aumenta significativamente as aplicações das suas ligas. Dentre as ligas, destaca-se o silício como um dos principais elementos, uma vez que as ligas do sistema Al-Si são ligas de fundição importantes e amplamente utilizadas por suas excelentes propriedades, como baixa massa específica, baixo coeficiente de expansão térmica, bom desempenho de fundição, boa soldabilidade, alta resistência ao desgaste, boa resistência à corrosão e resistência à alta temperatura (CARDINALE *et al*., 2017).

Entre as ligas do sistema do sistema, a liga Al-Si - A356 (~7% de silício) pode ser utilizada na manufatura de rodas de liga leve. As rodas representam um componente rotativo não suspenso fundamental de engenharia que desempenham papel importante para a segurança e o conforto do veículo. Por isso, a roda de liga leve é necessária para reduzir o consumo de combustíveis e as emissões de gases poluentes como o monóxido de carbono, óxidos de nitrogênio e óxidos de enxofre para o ambiente (TEBALDINI *et al.*, 2017). Logo, a liga A356 é a liga mais comumente usada para fabricação de rodas devido à sua boa fundibilidade, alta resistência à corrosão e boa resistência mecânica (DWIVEDI, SHARMA e MISHRA, 2014).

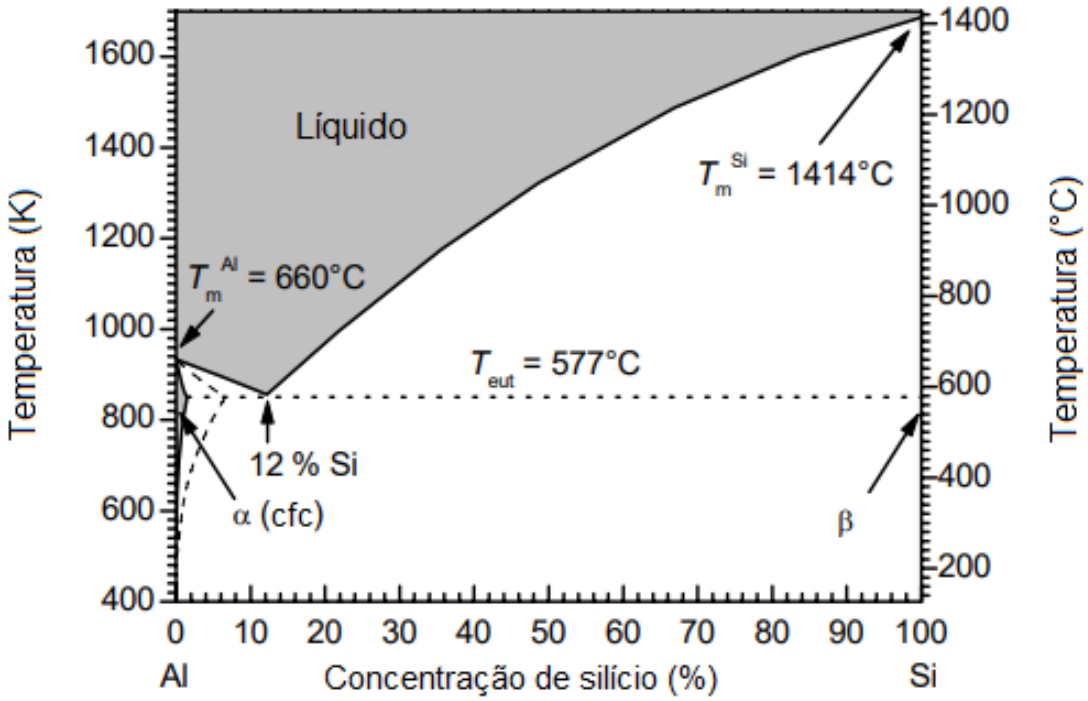
2.2 Microestrutura das ligas Al-Si

Sabe-se que as microestruturas formadas durante a fundição influem as propriedades gerais da liga (LU *et al*., 2019). As ligas do sistema Al-Si possuem uma fase primária, de alumínio ou silício e uma estrutura eutética composta por esses elementos. Dependendo da quantidade de silício, as ligas podem ser divididas em ligas hipereutéticas ou hipoeutéticas. As

ligas hipereutéticas são as mais comuns e encontram-se na faixa de 13-20% de Si (p/p), já as hipoeutéticas apresentam um menor teor de Si e são formadas por uma fase primária do alumínio, cuja a morfologia é dendrítica constituída por ramos secundários, terciários e até de maior ordem (PERES *et al*., 2005).

A liga A356 com ~7% silício, é uma liga hipoeutética. Sua microestrutura consiste principalmente em uma fase dendrítica de α - alumínio macio e dúctil contendo magnésio e silício solubilizado e em uma fase eutética dura e quebradiça (α-Al + Si) na região interdendrítica (MURTHY, BABU e RAO, 2018). Para o melhor entendimento do sistema Al-Si, o diagrama de fases está apresentado na Figura 1.

Figura 1 - Diagrama binário do Al-Si eutético.



Fonte: adaptado de Lechner (2008).

Conforme observa-se na Figura 1, a liga A356 (Al7%Si) começa a solidificar, ou seja, entrar no campo bifásico (α+L) à ~ 610°C e solidifica (α+β) à 577°C. As partículas de silício na fase eutética apresentam morfologia acicular, alongada. Tal forma afeta a interação do campo de tensões durante a deformação, apresentando maiores concentrações de tensões para esse formato acicular, em comparação com formas esféricas (DASH *et al.*, 2021).

É importante ressaltar que apesar dos elementos proeminentes da liga A356 serem o alumínio e o silício, outros elementos também constituem a liga em menor quantidade. Por

exemplo, o ferro é uma das impurezas mais comuns que causam a formação de intermetálicos (β-Al_5FeSi) frágeis que reduzem as propriedades mecânicas, por outro lado o manganês muda as plaquetas β-Al_5FeSi para α-Al_{15} $(Fe,Mn)_3$ Si_2 o que auxilia no reforço mecânico (TAGHADDOS *et al.*, 2009). Já o Mg é geralmente adicionado às ligas de Al-Si para melhorar a capacidade de tratamento térmico e, portanto, a resistência mecânica da liga. Na prática industrial, a liga A356 geralmente contém entre 0,25% a 0,4% de Mg (FORTINI *et al.*, 2016).

Além disso, no sistema Al-Si a adição do magnésio garante que esse elemento se combine com o silício formando o composto intermetálico Mg_2Si que impacta em um aumento de resistência e de dureza das ligas (KUCHARIKOVÁ *et al.*, 2020).

Como dito anteriormente, as microestruturas fundidas típicas dessas ligas consistem em dendritos α-Al grosseiros e redes interdendríticas de Si eutético lamelar. Tal microestrutura resulta diretamente em uma baixa resistência mecânica e impede uma aplicação mais ampla (ZHANG *et al*., 2020). As formas de controle microestrutural utilizadas são, principalmente, refinamento de grãos, refinamento de fases secundárias do sistema de liga, como modificação na liga Al-Si, esfeirodização e alteração da morfologia de intermetálicos prejudiciais (PILLAI, KUMAR e PAI, 2004). Por essa razão, as ligas de Al-Si são geralmente submetidas ao tratamento térmico T6, para aumentar a resistência à tração e o limite de escoamento enquanto mantém alta ductilidade. Dessa forma, a resistência à tração da liga é aumentada por precipitação de Mg_2Si durante o endurecimento e pela transformação de silício eutético em partículas esféricas de silício (AZIMI, NOUROUZI e JAMAATI, 2021).

2.3 Tratamento térmico T6

O tratamento térmico (T6) é composto por três etapas: solubilização, *quenching*, também chamado de têmpera, e envelhecimento artificial. Nas ligas A356, a solubilização é aplicada para provocar a ocorrência de três fenômenos: dissolução de partículas de Mg_2Si, homogeneização química e fragmentação eutética-Si e esferoidização. O precipitado de Mg_2Si que se forma durante os últimos estágios de solidificação é solúvel em α nas temperaturas de aquecimento de solução típicas e se dissolverá com o tempo. A seguir, a têmpera suprime a precipitação para maximizar o grau de supersaturação no início do envelhecimento artificial (HASKEL, VERRAN e BARBIERI, 2018).

O fluido utilizado para o resfriamento nesse processo de têmpera, em geral, é a água, mas, em casos específicos, onde é necessário taxa de resfriamento mais baixa, líquidos como salmoura, óleo e soda cáustica também podem ser usados (OLIVEIRA e ROCHA, 2014).

Por fim, ocorre o envelhecimento artificial. Nessa etapa, o material é aquecido novamente, desta vez usando temperaturas relativamente baixas, entre 120°C e 210°C. Essa fase consiste na precipitação controlada do soluto para formar precipitados finamente dispersos na matriz α-Al. Esses precipitados são responsáveis pelo fortalecimento do material (OLIVEIRA e ROCHA, 2014).

2.4 Estudo da perda de massa

Outra propriedade importante a ser estudada na liga A356 é a perda de massa em contato com soluções corrosivas. As reações de corrosão são de natureza eletroquímica, ou seja, a reação pode ser dividida em reação de oxidação (reação anódica) e reação de redução (reação catódica). As reações anódicas e catódicas podem ocorrer por toda superfície, levando à corrosão uniforme, ou podem ser separadas em sítios catódicos e anódicos específicos da superfície, levando à corrosão localizada (VIRTANEN, 2009). Sendo assim, do ponto de vista eletroquímico, os particulados de reforço da microestrutura podem interagir eletroquimicamente, quimicamente ou fisicamente com a matriz, levando à corrosão acelerada. Ademais, as interações galvânicas entre o reforço e a matriz podem acelerar a corrosão (ZAKARIA, 2014). Na liga A356, o silício é catódico em relação à matriz rica em alumínio, o que pode levar à formação de pares micro-galvânicos resultando no fenômeno de corrosão localizada. Entretanto, os efeitos de corrosão são mínimos devido à baixa densidade de corrente como resultado da alta polarização das partículas de silício (ARRABAL *et al*., 2013). Além disso, como citado anteriormente, a liga A356 possui o elemento ferro em sua composição, logo o composto β-Al_5FeSi é formado e cristaliza como placas finas que parecem com agulhas na seção transversal. Quanto maior a quantidade de ferro, mais longas serão as agulhas. Do ponto de vista eletroquímico a fase β-Al_5FeSi é mais nobre que a matriz em meio aquoso, tornando o sistema de liga altamente suscetível à corrosão localizada (ARRABAL *et al*., 2013).

É importante ressaltar que as ligas de fundição Al-Si também podem ser suscetíveis à corrosão por pite em meios cloretos. O pite é uma forma de corrosão comum nesse tipo de liga e a presença de íons de cloro causa a quebra localizada do filme passivo, o que leva ao início e ao crescimento de poços de corrosão (LIU *et al.*, 2020). O mecanismo de formação de pites se inicia em pontos de fragilidade ou defeitos da película do filme de óxido passivante e o pH no interior do pite altera-se substancialmente no sentido ácido o que dificulta a restituição da camada passiva inicial. Sendo assim, a relação entre uma pequena área ativa formada e uma grande área catódica provoca corrosão intensa e localizada (OSÓRIO, 2004).

3 METODOLOGIA

3.1 Materiais e manufatura dos corpos de prova

Para a fabricação de rodas através de fundição à baixa pressão, lingotes da liga A356 são inseridos em um forno a ~700 ºC. A composição química percentual das ligas, em massa, é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química para fabricação de rodas de alumínio fundido em baixa pressão.

Elementos	Liga A356 (%)
Si	6,50 - 7,50
Mn	0,20 máx.
Cu	0,20 máx.
Fe	0,30 máx.
Mg	0,20 - 0,45
Ti	0,20 máx.
Zn	0,10 máx.
Sr	0,05 máx.
Outros – Individual	0,05 máx.
Outros – Total	0,20 máx.
Al	Restante

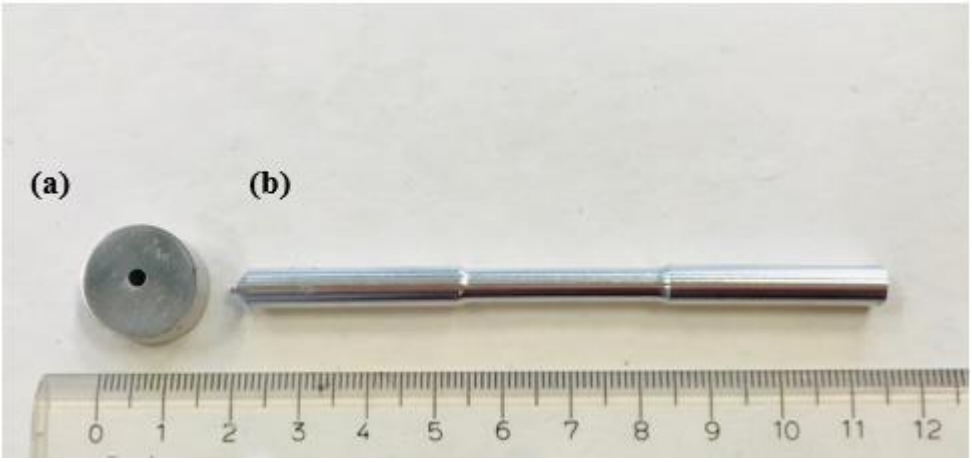
Fonte: ABNT NBR 6752.

Após sair do forno, a liga no estado líquido é transferida por gravidade para panelas específicas na manufatura das rodas e desgaseificada com nitrogênio aplicado por uma lança rotativa de grafite. Frações de magnésio metálico, titânio-boro-alumínio (TiBAl) e modificador alumínio-estrôncio (AlSr) são adicionados durante a desgaseificação para refino do grão, alteração da morfologia e estrutura eutética da liga. O material tratado é transferido para a injetora por um tubo de grafite a baixa pressão a 680 ºC. Após o preenchimento do molde, canais de refrigeração atuam para a correta solidificação do produto. Esta etapa é desenvolvida na própria empresa de rodas automotivas.

Após feita a roda, um pedaço da mesma foi cortado para a confecção dos corpos de prova (CPs). Para o presente estudo, a manufatura dos corpos de prova da liga A356 foi realizada em dois formatos cilíndricos: o primeiro apresentado na Figura 2 (a) que foi usado

para os ensaios de dureza, difratometria de raios X (DRX), morfologia e análise de corrosão e o outro mais alongado exposto na Figura 2 (b) que foi utilizado para os ensaios de tração.

Figura 2 (a) CP utilizado para ensaio de dureza, DRX, morfologia e corrosão **(b**) utilizado no ensaio de tração.



Fonte: autoria própria.

Os CPs da liga A356 utilizados no ensaio de tração foram produzidos em torno CNC, conforme ABNT NBR ISO 6892-1:2013, com dimensões de 5±0,03 mm de diâmetro e 30±0,03 mm de comprimento de área útil. Já os corpos utilizados nos ensaios de dureza, difratometria de raios X, corrosão e morfologia foram usinados em torno CNC, conforme o modelo desejado para o estudo, e em seguida foram inseridos em torno manual, onde foi feito o orifício central. Após isso, os mesmos foram cortados com o auxílio de uma serra, determinando a espessura desejada e resultando em CPs com diâmetro externo de 12,3±0,03 mm.

Posteriormente, os CPs foram submetidos a análises morfológicas, microestruturais, mecânicas e de corrosão a fim de obter suas propriedades.

3.2 Análises Morfológicas

A fim de deixar os CPs planos e espelhados para as análises morfológicas, as superfícies dos corpos de prova foram preparadas através do tratamento metalográfico em politriz usando papel abrasivo de granulometria #320, #400, #600, #1200 lubrificados em água. Além disso, para a melhorar ainda mais a superfície da amostra, foi usado o Diamax, que auxiliou no polimento da mesma. Após isso, foi utilizado o microscópio OLYMPUS GX41, com aumentos de 100, 300 e 1000 vezes e em campo claro para a melhor visualização da morfologia formada.

Ademais, para a melhor visualização das dendritas formadas na morfologia, os CPs também foram imergidos em solução de cloreto de cobre (II) ($CuCl_2$), com concentração de 50% m/v, até que o brilho das dendritas fosse visível. Depois, foi utilizado o microscópio com aumento de 1000 vezes para a observação e geração das micrografias.

3.3 Análise de Tensão *vs.* Deformação de Engenharia

Com o objetivo de analisar o comportamento mecânico antes e após o tratamento térmico T6, foi realizado o ensaio de tração uniaxial utilizando a máquina eletromecânica computadorizada da EQUILAM (modelo WDW 100E) que foi manuseada na velocidade de 0,25 mm/min. Através desses ensaios, foi possível obter resultados de limite de resistência à tração e alongamento dos CPs.

3.4 Análise de dureza

As análises de dureza Vickers no Microdurômetro Buehler (modelo Wilson VH1102) com indentador prismático foram realizadas antes e após o T6 com carga de 0,1 HV e à temperatura ambiente (27±2 ºC). As análises ocorreram em dez pontos não coincidentes e com certa distância entre eles em três CPs distintos, a fim de obter os valores com maior confiabilidade. Anterior à realização do ensaio, também foi necessária a preparação da superfície do corpo de prova através do tratamento metalográfico em politriz usando papel abrasivo de granulometria #320, #400, #600, #1200 lubrificados em água, com o objetivo de deixar os CPs sem imperfeições.

3.5 Análise de Difratometria de Raios X

Para essa análise utilizou-se o difratômetro de raios X da Panalytical, modelo X'Pert, com tubo de emissão de cobre (Cu-Kα), utilizando o método de pó com o objetivo de verificar as fases formadas e suas intensidades. O equipamento foi operado sobre as seguintes condições: 2θ inicial igual à 20°, 2θ final à 90°, tempo de contagem de 0,5 segundos e largura de passo igual à 0,008°. O foco de observação foi identificar os planos preferenciais para o Al e Si. Os padrões do arquivo JCPDS 00-001-1180 para o alumínio e JCPDS nº 00-026-1481 para o silício foram utilizados para auxiliar na identificação dos elementos e para combinar os picos obtidos correspondentes e as fases correlatas.

3.6 Tratamento Térmico T6

Após realizados todos os ensaios, iniciou-se o estudo da influência do tratamento térmico (T6) na liga A356. Para essa etapa foi necessário o uso do forno com micro controlador FLYEVER (Modelo FE50RPN), com precisão de leitura de 3% e a temperatura máxima de trabalho de 1200°C. O mesmo foi aquecido durante aproximadamente 50 min. a 10°C/min até chegar à temperatura desejada de 540°C. Ao alcançar essa temperatura, os corpos de prova foram inseridos no forno onde foram mantidos por 5 h. Terminado esse período, os CPs foram submergidos imediatamente em um béquer contendo 2L de água à 30°C em agitador magnético (Fisatom – 752A) por ~ 2 min., mantendo a relação de 320 mL_{H2O}/g_{CP}, e entrando assim na segunda etapa do processo, o *quenching*. Logo depois, os CPs foram colocados no forno novamente, onde ficaram a 180°C, por 5 h, terminando assim, o tratamento térmico (T6).

Os parâmetros temperatura e tempo foram definidos usando como referência a indústria de rodas que comumente utiliza 540°C por 5 h para solubilização, 30°C por 2 min. de têmpera e envelhecimento a 180°C por 5 h, obtendo assim uma melhora significativa nas propriedades mecânicas da liga, uma vez que, pela forma ideal, a temperatura e o tempo para o tratamento térmico de precipitação devem ser projetados de modo a produzir dureza ou resistência próximos a valores máximos (CALLISTER, 2018).

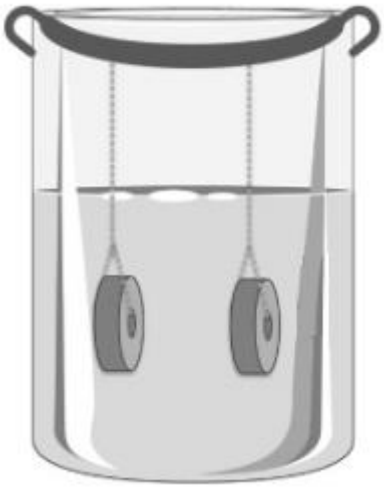
Ademais, os CPs tratados termicamente passaram pelas análises morfológicas, mecânicas e microestruturais nas mesmas condições anteriores ao tratamento térmico.

3.7 Ensaio de Perda de Massa

Entrando na segunda parte do projeto, os CPs da liga A356 sem tratamento térmico foram usados nos ensaios de perda de massa de acordo com as normas ASTM G1(2003) e G31(2004). Sendo assim, tais CPs também foram submetidos a tratamento superficial em politriz usando lixas de granulometria #320, #400 #600, #1200 lubrificadas em água, seguidos de limpeza com acetona a fim de desengraxar os materiais. Após isso, os CPs foram pesados em balança analítica Shimadzu AUW220 (10^{-4} g) para obtenção da massa inicial, e foram fotografados e analisados em microscópio para registro e observação das modificações ao longo do tempo de imersão. Então, os CPs foram completamente imersos em frascos reagentes rosqueados cilíndricos (100 mL) contendo 40 mL de solução de cloreto de sódio (NaCl, 3,5% m/v). Nestes recipientes, os mesmos foram aparados através de um fio de nylon conforme Figura 3, onde

permaneceram até os momentos determinados para limpeza, como descreve as metodologias ASTM G1 (2003) e G31 (2004).

Figura 3 – Representação dos corpos de prova imersos em solução corrosiva NaCl (3,5% m/v).



Fonte: adaptado de Elias *et al.* (2020).

No início, a limpeza foi realizada semanalmente, com o passar do tempo passou a ser realizada quinzenalmente e no final do ensaio foi realizada com maior espaço de tempo, a cada 45 dias. A cada ensaio, foi usada solução com ácido crômico (H_2CrO_3) e ácido fosfórico (H_3PO_4) à 85°C, onde os CPs foram inseridos durante 5 min. e em seguida retirados e secos cuidadosamente. Posteriormente, os CPs foram mergulhados em ácido nítrico (HNO_3) por 1 min., finalizando o processo de limpeza.

Após a limpeza, estes foram secos com circulação de ar e foram colocados em agitador orbital com aquecimento à 72°C por 2 h. Depois foram retirados do equipamento e após retornarem à temperatura ambiente (27±2 °C), tiveram seus diâmetros e a espessuras medidos. Isso foi feito com a finalidade de determinar a perda de massa ocorrida no material em contato com o meio corrosivo. Além disso, os CPs foram novamente pesados e fotografados para que a perda de massa e a degradação causada pela corrosão durante o ensaio de imersão fossem analisadas ao longo do estudo. Neste trabalho, foram usados quatro CPs. Dois CPs foram inseridos em frasco reagente rosqueado (100 mL) com presença de luz, ou seja, os frascos foram inseridos em um compartimento vedado, contendo uma lâmpada LED em seu interior que se manteve em contato direto com o recipiente, a fim de analisar a influência da incidência da luz nas ligas. Já os outros dois CPs foram analisados com ausência completa de luz. Para isso, os

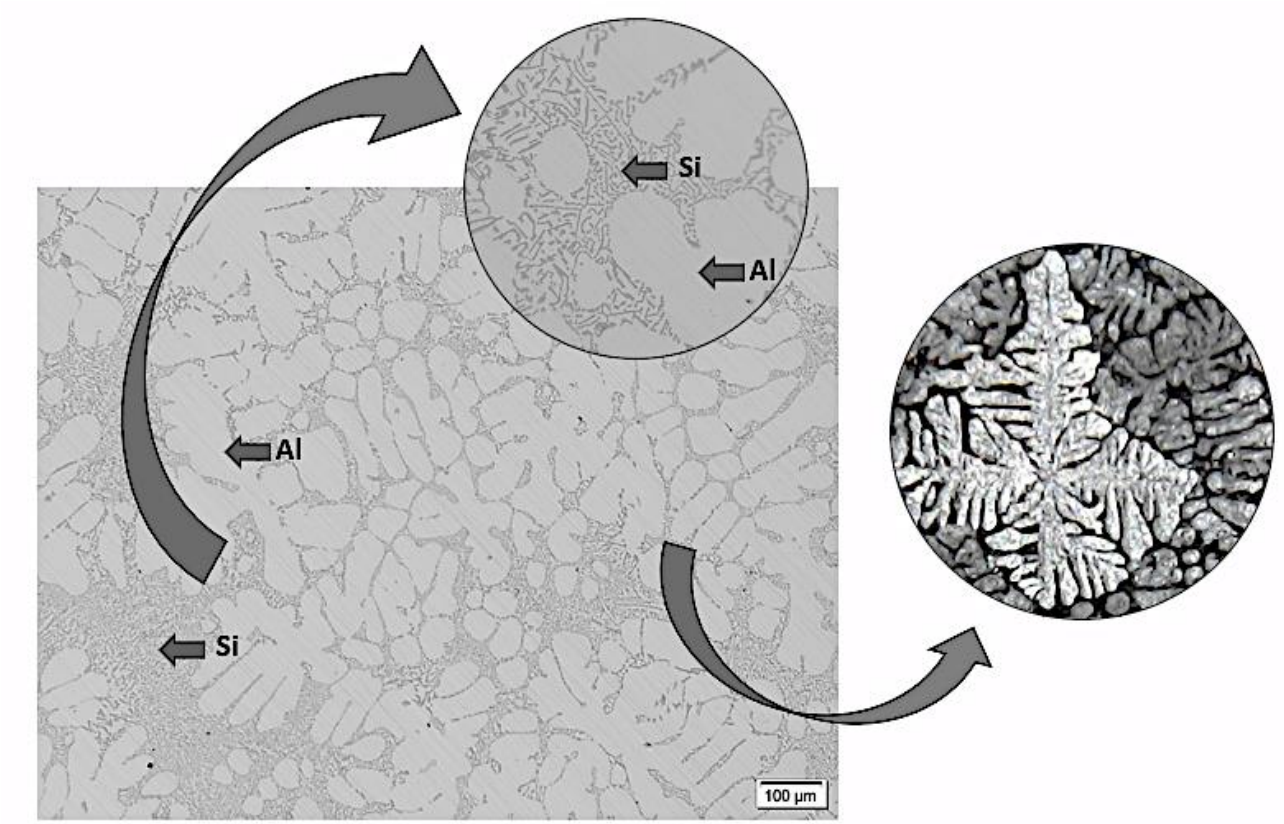
frascos reagentes foram cobertos com papel alumínio e mantidos em compartimento fechado com ausência total de luz. A escolha da presença e ausência de luz se deve às rodas automotivas ficarem frequentemente em presença de luz natural e artificial e como muitas rodas contam com camadas de proteção, então, a ausência de luz deste estudo tenta simular um pouco dos efeitos dessas camadas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Morfológica

O estudo morfológico permitiu as análises das microestruturas antes e após o tratamento térmico T6 e são apresentadas nas Figuras 4 e 5, respectivamente.

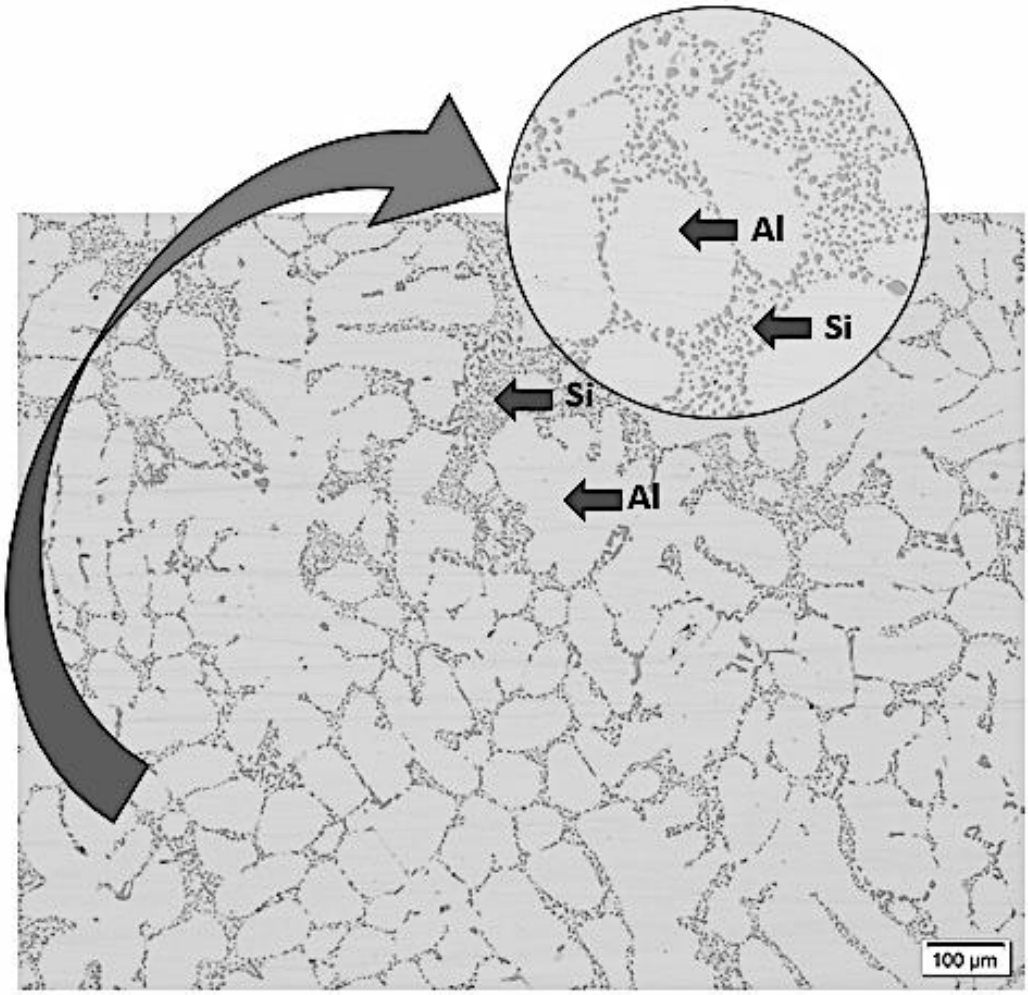
Figura 4 - Morfologia do CP da liga A356 antes do tratamento térmico T6.



Fonte: autoria própria.

É importante observar que a liga não modificada (Figura 4) mostra as dendritas primárias de Al mais alongadas e partículas eutéticas de Si em formas longas e aciculares, com uma distribuição não uniforme nas regiões interdendríticas (HASKEL, VERRAN e BARBIERI, 2018). A microestrutura da liga A356 é composta por α-Al dendrítico grosso e o Si eutético em forma de agulha. Tal comportamento prejudica gravemente as propriedades mecânicas da liga A356.

Figura 5 - Morfologia do CP da liga A356 após o tratamento térmico T6.



Fonte: autoria própria.

Quando α-Al primário e Si eutético são finos e esféricos, as propriedades mecânicas da liga A356 são significativamente melhoradas (XU *et al.*, 2021).

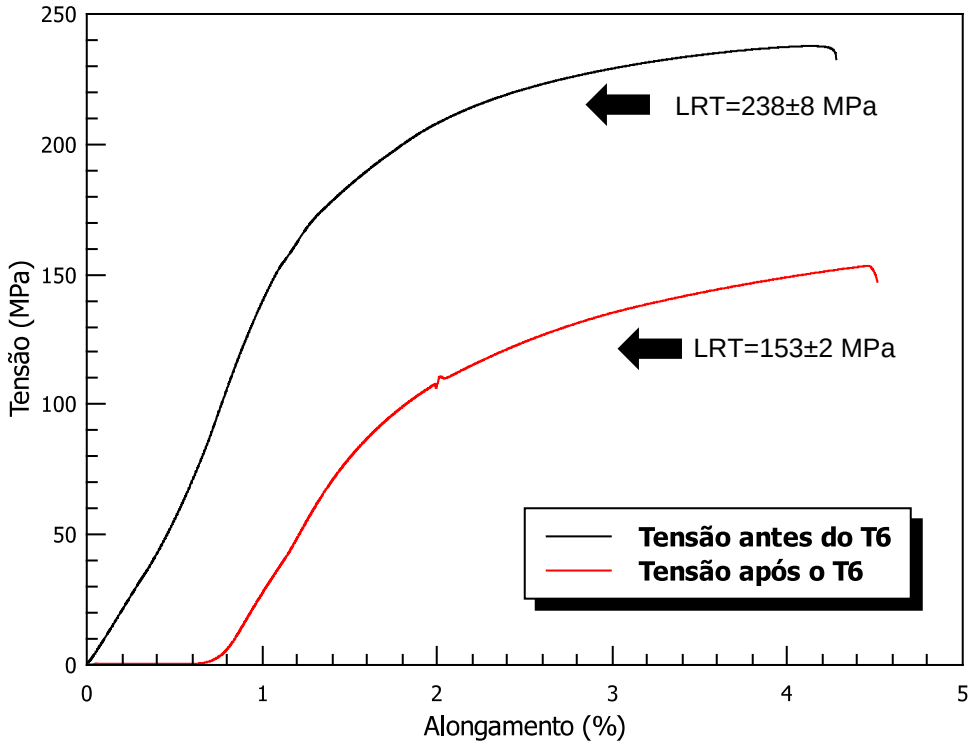
Isso pode ser verificado após o tratamento térmico T6 (Figura 5), no qual percebe-se uma maior esferoidização e redução do tamanho da partícula de silício eutético. Ou seja, a forma eutética do silício se transforma de uma estrutura semelhante a agulhas para uma estrutura quase esférica. As partículas iniciais de Si semelhantes a fibras sofrem estrangulamento e são quebradas em fragmentos menores, assim, o aspecto das partículas de silício são modificadas (LONG *et al.*, 2013). O processo de redução de tamanho e esferoidização das partículas de silício através do tratamento térmico ocorre em duas etapas: dissolução dos ramos eutéticos do silício e esferoidização dos ramos desintegrados. No primeiro estágio de fragmentação, ocorre o estrangulamento das partículas de Si que posteriormente se separam em segmentos. Essa separação resulta no refinamento do tamanho das partículas e subsequentemente, os segmentos

fragmentados são convertidos em esferoides (RAM, CHATTOPADHYAY e CHAKRABART, 2019).

4.2 Análise de tensão *vs.* Deformação de engenharia

Nesta análise, os ensaios foram realizados em triplicata, antes e após o T6 com o objetivo de obter uma maior confiabilidade dos resultados. Como os resultados das triplicatas foram muito próximos, foram escolhidas duas amostras, uma antes e uma após o tratamento térmico que são representativas de todos os resultados obtidos, como pode ser visto na Figura 6.

Figura 6 - Resultados de tensão *vs.* deformação de engenharia da liga A356 antes e depois do tratamento térmico (T6).



Fonte: autoria própria.

A partir dos resultados, pode-se perceber que as propriedades de Limite de Resistência à Tração foram melhoradas após o T6. Para os CPs não modificados, os valores de LRT foram de 153±2 MPa, já os CPs modificados pelo tratamento térmico apresentaram valor de 238±8 MPa, aumentando assim em ~55% essa propriedade. Já o alongamento teve seu resultado comprometido, uma vez que durante a medição de LRT do CP sem tratamento térmico, o

mesmo sofreu escorregamento na máquina no início de ensaio, tornando seu alongamento impreciso e impedindo a comparação meticulosa da relação de alongamentos antes e após o T6.

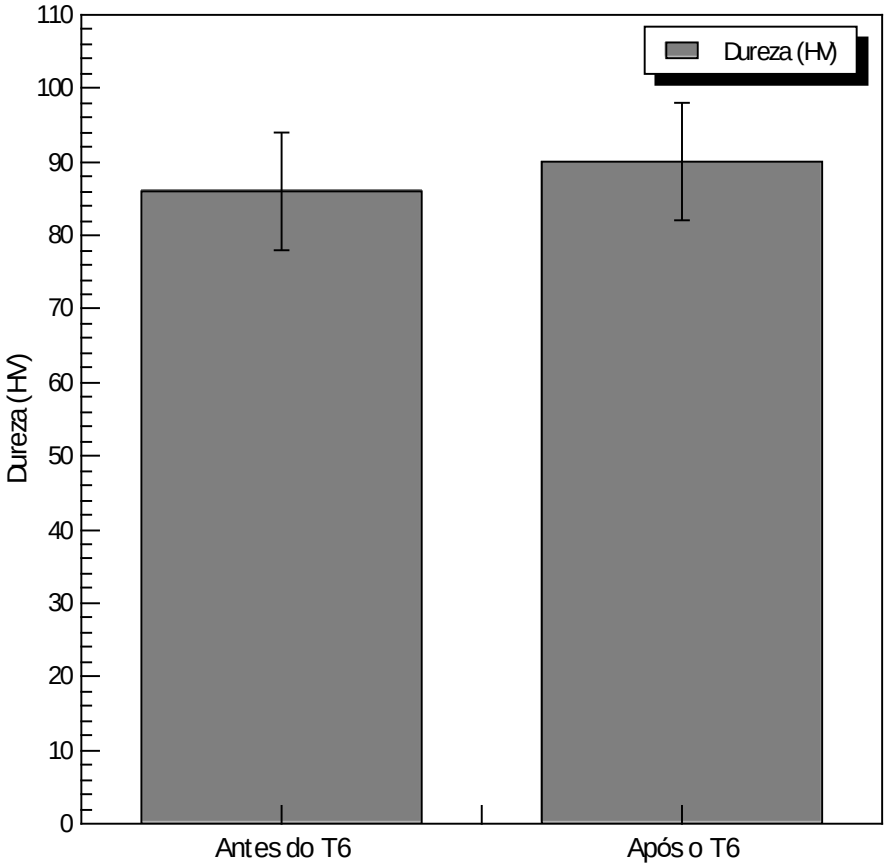
O aumento do limite de resistência à tração já era esperado. Segundo Azimi Nourouzi e Jamaati (2021), o Si eutético é um local potencial para concentração de tensão na liga A356. Logo, como o tratamento térmico T6 transforma a morfologia do Si eutético para quase esférico, é de se esperar que a resistência à tração dos CPs melhore. Liu *et al.* (2020) encontraram resultados que dissentiram dos apresentados neste trabalho. A resistência à tração foi de aproximadamente 331 MPa, sendo aproximadamente 40% maior que a resistência à tração indicada (Figura 6). Isso aconteceu pois apesar de realizarem o tratamento térmico T6 nas mesmas condições deste estudo, o elemento escândio (Sc) foi adicionado à liga A356 com teor de 0,54% em massa. Tal elemento modifica ainda mais a estrutura eutética (Si) e as segundas fases o que impacta positivamente as propriedades mecânicas das ligas de alumínio.

4.3 Análise de dureza

Assim como o ensaio de tensão *vs.* deformação de engenharia, os CPs utilizados na análise de dureza também foram submetidos ao tratamento térmico nas condições de solubilização (540°C, 5 h), *quenching* à 30°C e envelhecimento à 180°C/5 h com objetivo de melhorar as propriedades mecânicas.

Dessa forma, a Figura 7 mostra os resultados de dureza antes e após o T6. Como pode ser observado, após o T6 houve pequena mudança na dureza, que passou de ~86±8 HV para ~90±8 HV, ocasionando aumento de 4,7%. O valor obtido para a liga A356 em condições fundidas, antes do T6 (86,0±8 HV) se assemelha muito com o intervalo de valores de 83-88 HV, encontrados na literatura (HASKEL, VERRAN e BARBIERI, 2018). Os resultados alcançados neste estudo também conferem com os resultados apresentados por Ozturk *et al.* (2010), que após 2 h de envelhecimento apresentou valor de dureza de ~90 HV. A diferença na composição química e condição de processamento dessas ligas também tem papel significativo nos valores das propriedades mecânicas (PRAMOD *et al.*, 2016). No entanto, apesar do processo de manufatura usado por Chao, Koo e Sheng (2011) ser diferente do utilizado neste estudo, já que utilizam refundição para produção de uma liga parcialmente sólida, e aplicam o tratamento térmico T5 ao invés do T6, os valores de dureza apresentados pelo estudo também condizem com os encontrados neste projeto (~90 HV). As fases de Si e Mg implicaram em uma solução sólida supersaturada na fase de Al e, posteriormente precipitaram como Mg_2Si e algumas outras fases durante o envelhecimento, como ocorreu neste estudo.

Figura 7 - Dureza (em HV) antes e depois do tratamento térmico T6.



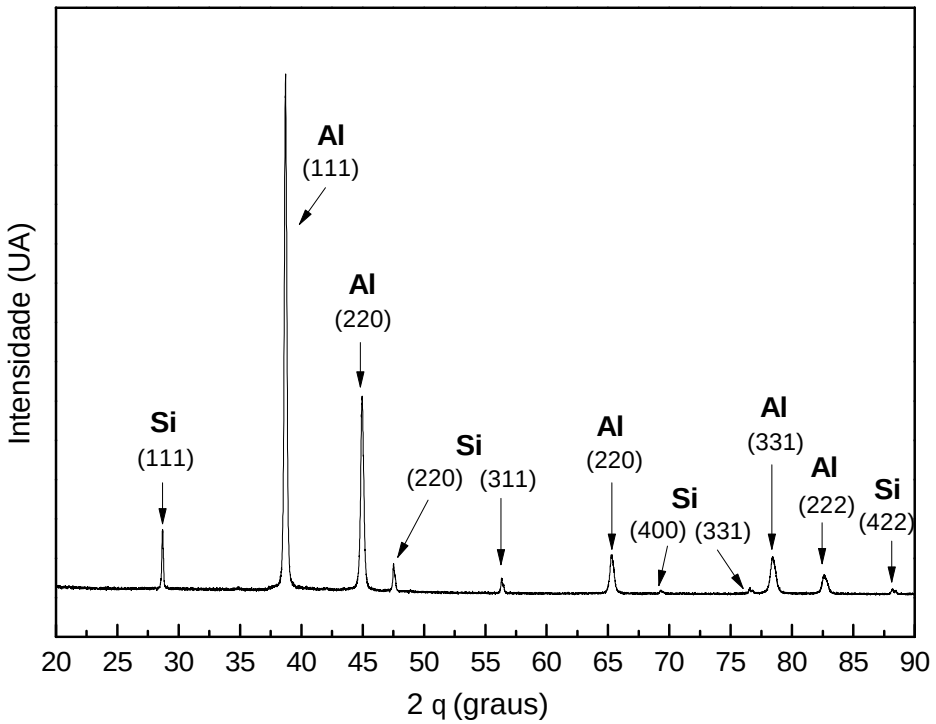
Fonte: autoria própria.

4.4 Análise de difratometria de raios X

Na Figura 8, apresenta-se a análise de DRX da liga A356, antes do T6. Através da análise percebe-se que todas as reflexões cristalográficas pertencem ao sistema Al-Si, e que essas apresentam picos nas posições 2θ iguais a 38,61º, 44,88º, 65,34º, 78,55º e 82,78º referentes aos planos cristalográficos (111), (200), (220), (311) e (222) do Al e posições 2θ iguais a 28,76º, 47,56º, 56,38º, 69,54º, 76,58º, 88,21º referentes aos planos (111), (220), (311), (400), (311) e (422) do Si. Sendo os picos mais intensos em 2θ=38° para o Al (310) e 2θ=28° para o Si (111). Os demais elementos da liga não foram observados por estarem abaixo do limite de detecção da técnica usada. Esse resultado é compatível com o esperado, já que os picos estão relacionados apenas com os elementos puros e Pramod *et al.* (2016) apresentaram resultados semelhantes, nos quais o padrão de DRX das amostras fundidas mostraram apenas a fase de Al e Si. Picos correspondentes a outras fases também não foram observados nas amostras de fundição. Além disso, a análise também foi refeita após o tratamento térmico da liga A356. No entanto, após o T6 os resultados obtidos não sofreram alterações, ou seja, não foram observadas

diferenças nas posições e intensidades dos picos e nem formação de segundas fases, por isso os difratogramas não foram apresentados.

Figura 8 - Difratograma da liga A356 antes do tratamento térmico T6.



Fonte: autoria própria.

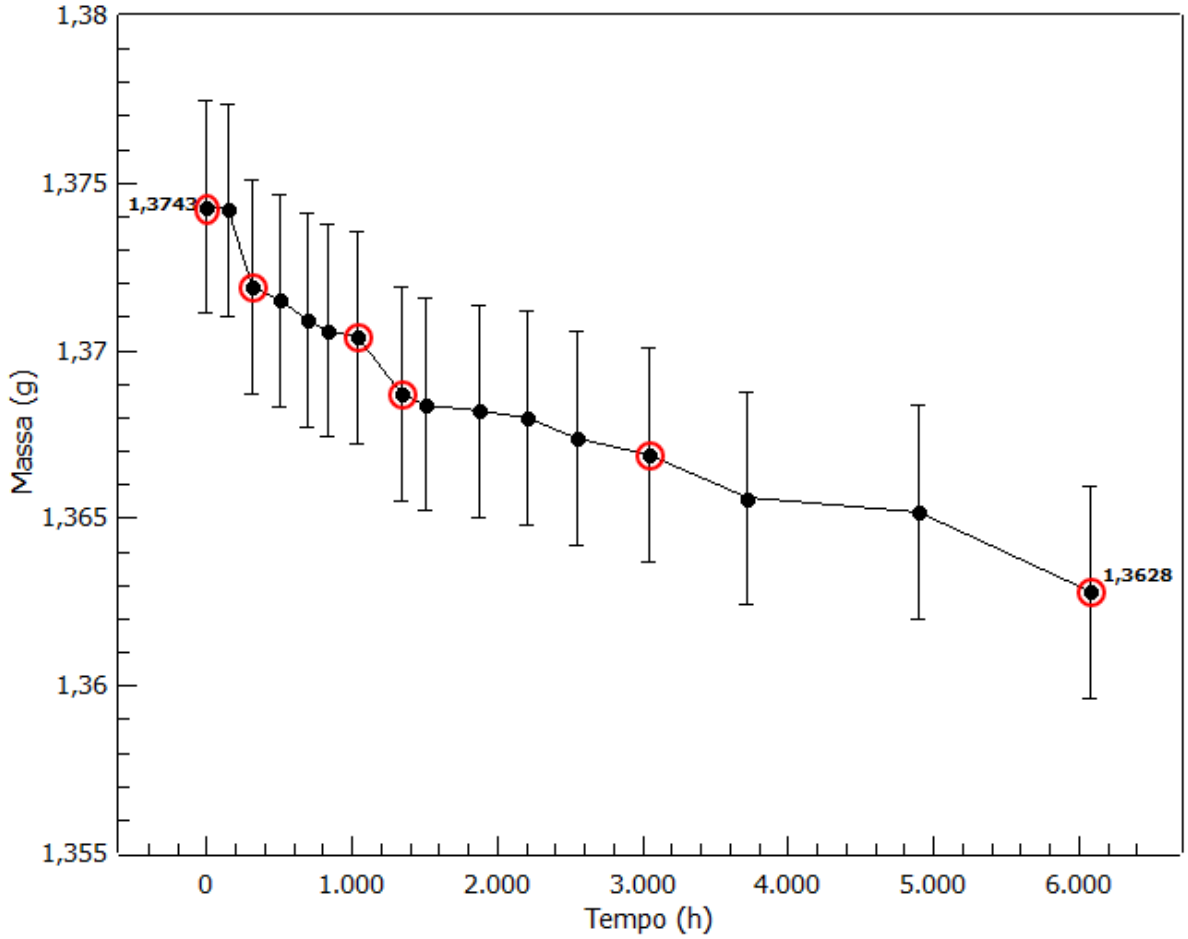
4.5 Análise de corrosão

A análise de corrosão possibilitou a observação do impacto da corrosão na perda de massa e na superfície dos CPs. Este estudo aborda os CPs da liga A356 (Al7%Si) antes e após 6072 h (253 dias, ~8 meses) em meio corrosivo de NaCl (3,5% m/v) na presença e ausência de luz, respectivamente.

4.5.1 Análise de perda de massa

A fim de compreender e analisar o impacto da corrosão na liga A356, a mudança de massa dos CPs foi correlacionada com o tempo de imersão no meio corrosivo NaCl (3,5% m/v). Ou seja, as massas de cada CP foram obtidas ao longo de todo tempo de imersão, como mostrado nas Figuras 9 e 10 que representam a perda de massa na liga A356 com presença e ausência de luz, respectivamente.

Figura 9 - Variação de massa da liga A356 exposta à corrosão na presença de luz. Os pontos em vermelho indicam as maiores mudanças de massa e morfologia.

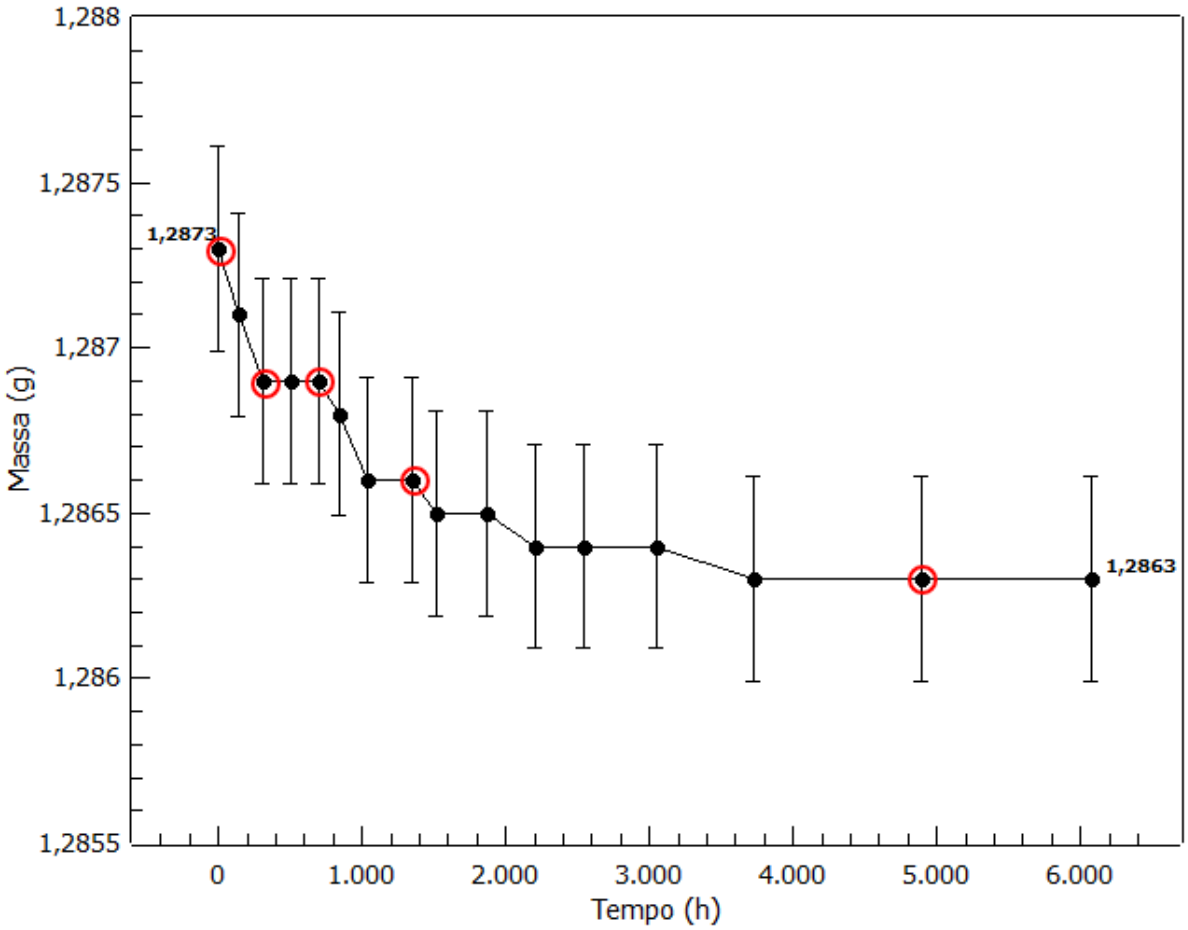


Fonte: autoria própria.

Como observado, no período de 0 h (antes da corrosão) em 1000 h, a liga apresentou perda de massa acentuada de aproximadamente 3,9 mg. Isto sugere um grande impacto da corrosão sobre os CPs nas primeiras horas de ensaio. Já no intervalo de 1000 à 3000 h percebe-se queda, porém pouco menos intensa que no período anterior (até 1000 h) (~3,5 mg). E, por fim, no período entre 3000 h e 6072 h, o material sofreu a maior perda do processo (~4,1 mg), principalmente nas últimas 1000 h de ensaio.

Diante disso, verifica-se que o CP exposto a luz, iniciou o ensaio com 1,3743 g e terminou com 1,3628 g, perdendo assim 0,0115 g, o que equivale a aproximadamente 0,84% de sua massa inicial.

Figura 10 - Variação de massa da liga A356 exposta à corrosão na ausência de luz. Os pontos em vermelho indicam as maiores mudanças de massa e morfologia.



Fonte: autoria própria.

Na análise de ausência de luz pode-se inferir entre o período de 0 h (antes da corrosão) a 1000 h, o material apresentou a maior perda de massa do processo (~0,7 mg), logo, isso sugere alta intensidade da corrosão nesta parte inicial do ensaio. Já no intervalo de 1000 à 3000 h ocorre perda de massa pouco significativa no CP (~0,2 mg) o que sugere estabilidade da corrosão. Finalmente, entre 3000 h e 6072 h o material sofreu perda bem pequena de ~0,1 mg. Logo, o CP com ausência de luz começou com 1,2873 g e finalizou o ensaio com 1,2863 g, perdendo 0,001 g que corresponde a aproximadamente 0,08% de sua massa ao longo do processo. Ou seja, em ambas as situações, presença e ausência de luz, foi observada perda de massa menor que 1% ao longo do tempo de análise.

Desta forma, pode-se constatar que a liga em estudo é muito resistente à corrosão, já que todos os CPs apresentaram valor pouco expressivo de perda de massa ao longo do tempo. No entanto, apesar dos baixos valores obtidos, também é possível inferir que a presença de luz

impacta na perda de massa do material, visto que a redução de massa dos CPs com incidência de luz foi cerca de 10 vezes maior que nos CPs com ausência de luz.

4.5.2 Análise de superfície e microestrutura

As análises de superfície e microestrutura foram realizadas para a observação da evolução da corrosão ao longo do tempo. A Figura 11 mostra a condição da liga antes da corrosão.

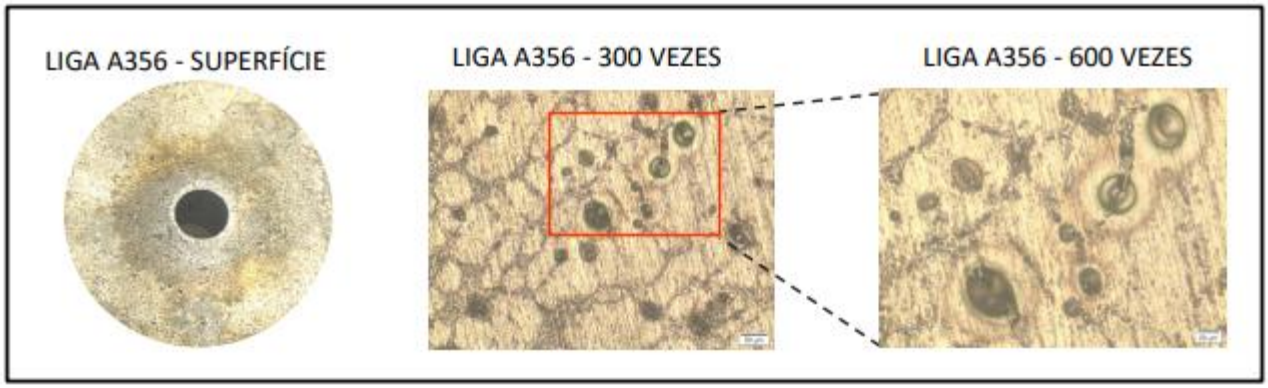
Figura 11 - Comportamento da Liga A356 antes da corrosão. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.

Fonte: autoria própria.

Através da imagem, pode-se perceber que a superfície ainda não apresenta poros e manchas. Além disso, apesar da microestrutura estar com a qualidade comprometida devido ao polimento da superfície, é possível destacar que as dendritas formadas na solidificação não estão evidentes e não é possível verificar a presença de poros.

Já as Figuras 12, 13, 14 e 15 apresentam o efeito da corrosão na presença de luz ao longo de respectivamente 312 h, 1032 h, 1344 h, 3048 h e 6072 h após o início da corrosão. Numerosos poros apareceram após a imersão da liga no meio corrosivo. Segundo Liu *et al.* (2020) pequenos orifícios surgem principalmente na posição dos limites primários de α-(Al) e próximos à região eutética, que são pontos de corrosão. Se a liga com pontos de corrosão sofrer a ação de forças externas como a de tração por exemplo, esses pontos serão mais facilmente ampliados, já que os mesmos são mais propensos a ser a principal fonte de concentração de tensão.

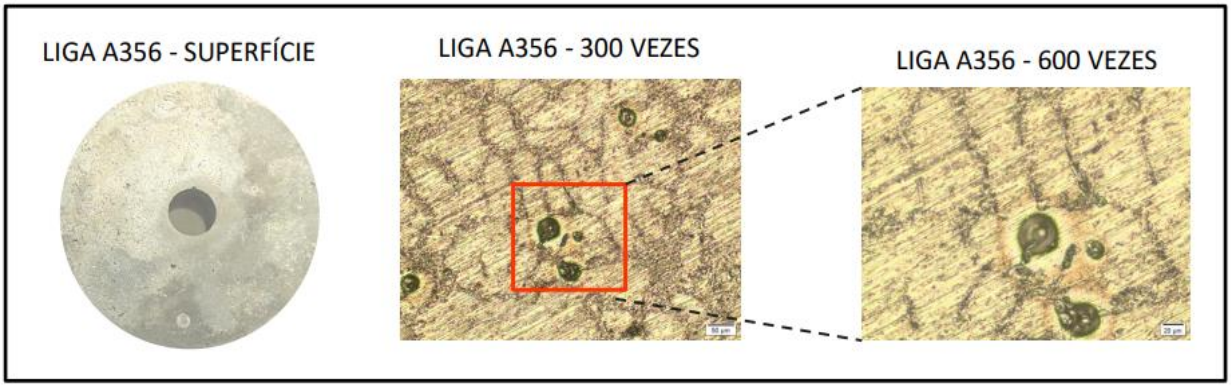
Figura 12 - Liga A356 após 312 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Após 312 h de corrosão com incidência de luz já é possível observar na superfície do CP o surgimento de manchas e de poros. A morfologia também apresentou a formação de caminhos de poros e deu um maior destaque para as dendritas formadas durante a solidificação devido a relação de áreas entre o catodo e o anodo, que gera diferença de potencial e consequentemente, dá início a corrosão. Além disso, vale ressaltar que foi neste período que a perda de massa sofreu sua primeira queda significativa, como evidenciado na Figura 9.

Figura 13 - Liga A356 após 1032 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Depois de 1032 h desde o início da corrosão, percebe-se uma outra perda de massa, menos intensa que a primeira, mas que é capaz de apontar mudanças no CP como os diferentes aspectos de cor das manchas, que apresentam regiões de cor mais escurecida e outras regiões mais

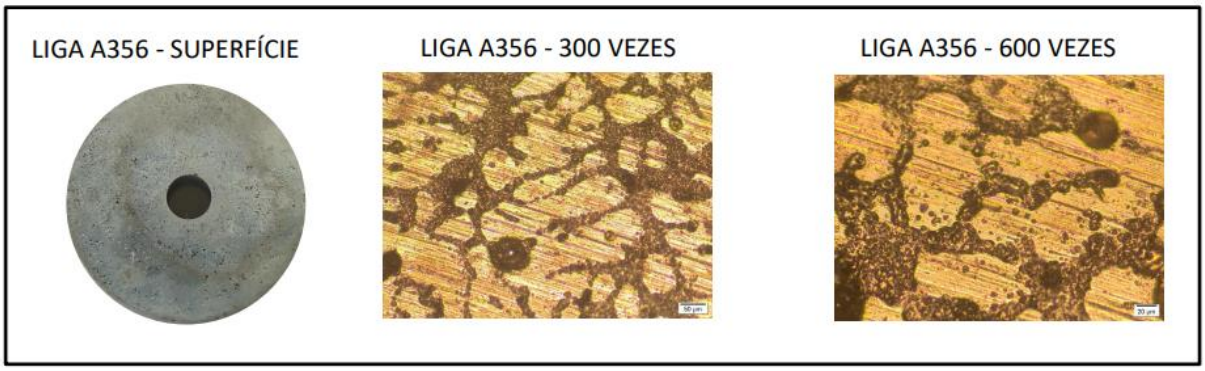
embranquecidas que evidenciam o produto intermediário de corrosão. A morfologia se assemelha muito à morfologia do período de 312 h, com poros proporcionados pela corrosão.

Figura 14 - Liga A356 após 1344 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.

Fonte: autoria própria.

Nesta análise, a condição do CP e sua morfologia foram observadas após 1344 h desde o início da corrosão. Neste intervalo, que é muito próximo do discutido anteriormente (1032 h), a perda de massa volta a sofrer uma queda demasiada. Como pode ser visto, o CP começa a demonstrar manchas mais notórias em sua superfície, bem como um aumento de furos, como já era esperado.

Figura 15 - Liga A356 após 3048 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.

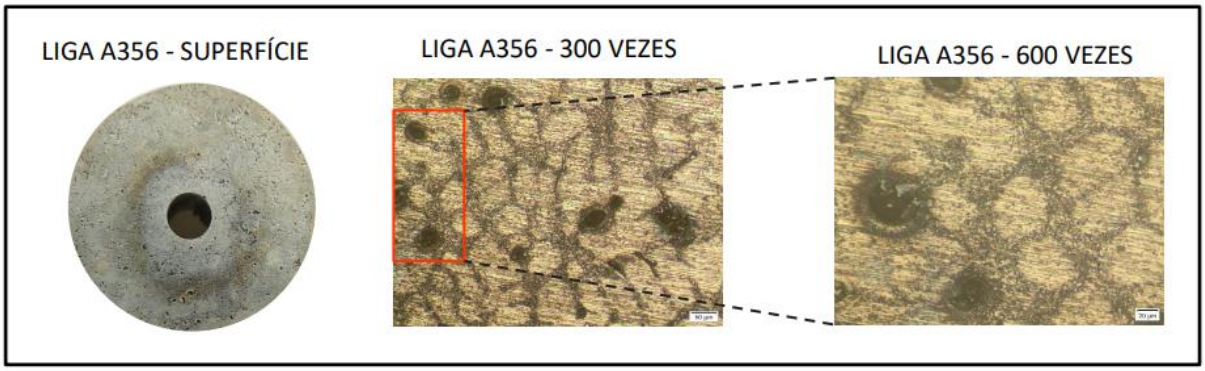


Fonte: autoria própria.

No período de 3048 h, outra queda pouco intensa é apresentada (Figura 9). Pode-se identificar que a superfície do CP não se difere muito dos tempos anteriores. No entanto,

olhando para a microestrutura, pode-se perceber maior formação de poros em torno do silício. Ou seja, pode-se constatar uma evolução da corrosão uma vez que o tempo de ensaio ultrapassou 4 meses (~127 dias).

Figura 16 - Liga A356 após 6072 h de exposição à corrosão na presença de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



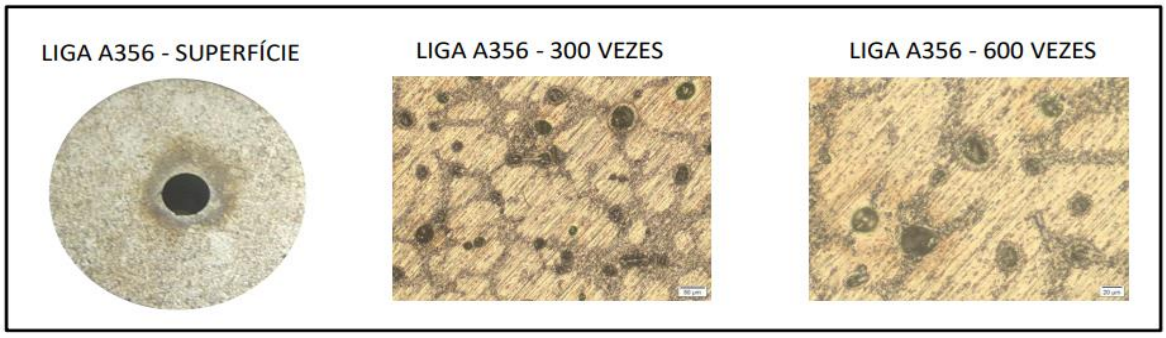
Fonte: autoria própria.

Por fim, após 6072 h, no último período analisado, a massa volta a apresentar redução considerável. Vê-se uma superfície com furos maiores e em maiores quantidades. Manchas também são destacadas, variando de tons em diferentes regiões do CP. A morfologia apresenta dendritas bem definidas e poros grandes e profundos.

Desta forma, observa-se que mesmo que a perda de massa com incidência de luz não tenha sido grande (0,0115 g, que equivale à 0,84% da massa inicial), os efeitos da corrosão na superfície e microscopia do CP foram perceptíveis.

Ademais, as Figuras 17, 18, 19 e 20 apresentam o impacto da corrosão na ausência de luz ao longo de respectivamente 312 h, 696 h, 1344 h e 4896 h desde o início do ensaio de corrosão.

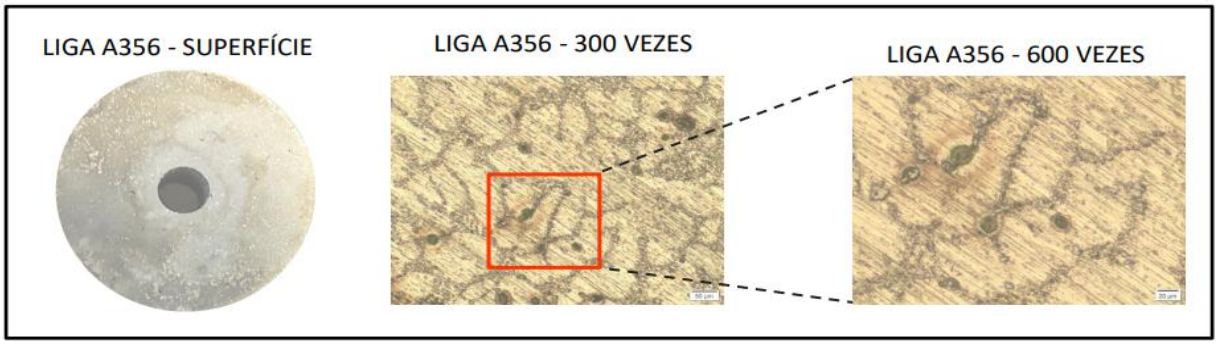
Figura 17 - Liga A356 após 312 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Assim como na presença de luz, percebe-se grande perda de massa no período de 312 h. Na superfície, furos e manchas começam a surgir, degradando o CP. Na morfologia, as dendritas formadas na solidificação também foram evidenciadas e um grande número de poros apareceram, próximos um dos outros.

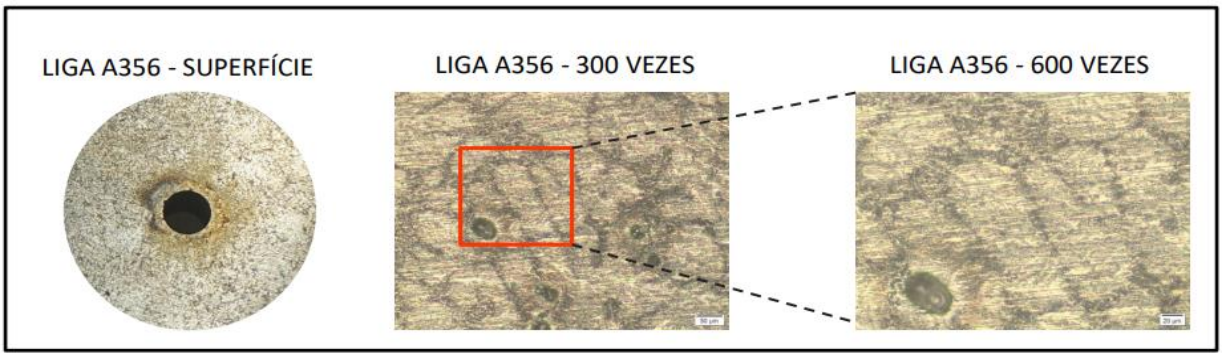
Figura 18 - Liga A356 após 696 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Já em 696 h, como visto na Figura 10, a massa mantém-se constante, sem perdas. Diante disso, pode-se perceber que a superfície expõe manchas claras, escuras que evidenciam os produtos intermediários de corrosão formados e furos não muito aparentes, ou seja, apresenta as mesmas características do intervalo de 312 h (Figura 17). Além disso, assim como no período discutido anteriormente, a morfologia deste intervalo também apresenta porosidades e dendritas evidentes. Essa verificação semelhante entre períodos já era esperada, uma vez que em ambos os tempos (312 h e 696 h) a massa dos CPs foi a mesma.

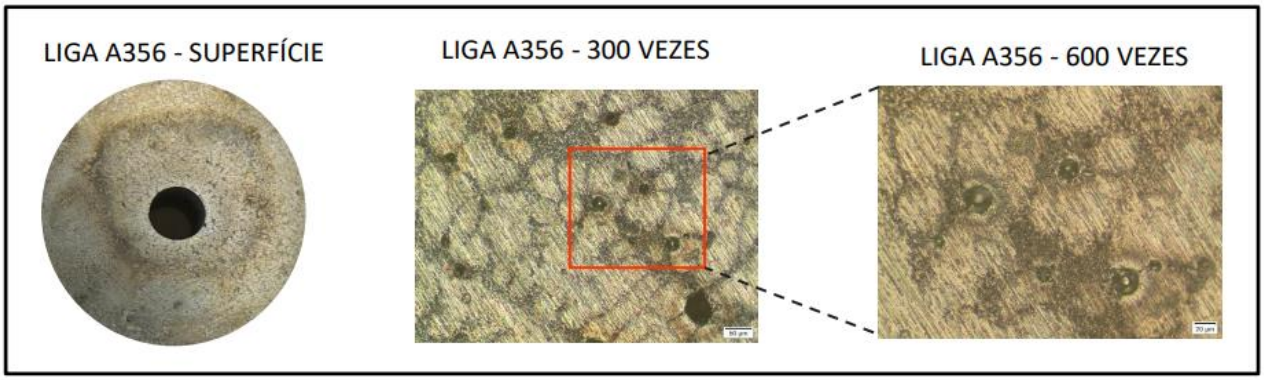
Figura 19 - Liga A356 após 1344 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Após 1344 h, o CP volta a sofrer redução em sua massa. Diferentemente, dos últimos dois períodos analisados, a superfície do CP se mostra muito mais degradada pela corrosão, com maior número de furos e manchas mais visíveis próximas do orifício. Na morfologia percebe-se que as dendritas formadas na solidificação da liga estão bem evidentes e os poros estão maiores que os analisados anteriormente.

Figura 20 - Liga A356 após 4896 h de exposição à corrosão na ausência de luz. Imagens fotográficas e de microscopia óptica a respectivamente 300 e 600x.



Fonte: autoria própria.

Por fim, a Figura 20 mostra o efeito da corrosão após 4896 h. Anteriormente a esse período, a massa sofre outra redução, que se mantém no mesmo nível até o final do ensaio (6072 h). Neste estudo, percebe-se que a superfície do CP está totalmente comprometida com manchas realçadas e grande número de poros. Sua morfologia apresenta furos grandes e próximos uns dos outros. É nítido que houve piora em relação aos tempos anteriores, no entanto, isso já era esperado, pois quanto mais tempo exposto ao meio corrosivo, maior impacto no corpo de prova.

Tais morfologias mostram que a corrosão acontece principalmente em torno das partículas de Si, na região eutética, enquanto o α primário, cuja a composição é quase 100% de Al puro, não sofre muitos ataques. Segundo Park *et al.* (2005) a partícula de Si é a fase mais nobre, seguida pela fase eutética de Al e fase α primária no sistema de liga atual. Sendo assim, quando o acoplamento galvânico é a principal causa da corrosão, a relação de área entre as fases nobres e menos nobres é um dos fatores mais importantes para determinar a gravidade da corrosão, uma vez que a diferença de potencial galvânico entre as partículas eutéticas de Si e a fase eutética α em uma solução de NaCl (3,5% m/v) é a principal causa de corrosão na liga. Também

vale evidenciar que apesar da corrosão apresentar alto impacto na superfície e na morfologia dos CPs da liga A356, em comparação com outras ligas, a liga abordada neste estudo é muito resistente à corrosão, já que em ambas as condições expostas, com luz e sem luz, a mesma apresentou uma perda de massa menor que 1%.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

As ligas de alumínio-silício são muito usadas nas indústrias automotivas devido às suas propriedades de resistência à corrosão, baixa massa específica, alta resistência ao desgaste, entre outras. No entanto, a morfologia desta liga pode ser prejudicial para algumas propriedades mecânicas. Diante disso, esse trabalho mostrou que as propriedades mecânicas e microestruturais da liga A356 apresentam melhoras significativas após o tratamento térmico de precipitação T6.

As mudanças na morfologia após o T6 foram explícitas, uma vez que as partículas de silício passaram do formado de agulhas aciculares para partículas refinadas, mais ou menos esferoizadas.

O mesmo aconteceu com as propriedades mecânicas, que sofreram aumento de 55% no Limite de resistência à tração e de 4,7% de dureza após o T6 sob as condições de solubilização à 540°C, seguido por *quenching* à 30 °C e envelhecimento à 180 °C, como é usado nas indústrias de rodas automotivas. Portanto, pode-se concluir que o tratamento térmico T6 têm impacto direto na microestrutura e consequentemente nas propriedades mecânicas da liga A356.

Além disso, o presente estudo também se concentrou na análise de perda de massa ao longo de 6072 h. A imersão da liga A356 na solução NaCl 3,5% m/v mostrou que a liga foi muito resistente à corrosão, perdendo quantidade de massa muito baixa (menor que 1%) ao longo do tempo. No entanto, apesar deste baixo impacto, a superfície e as microestruturas foram visivelmente afetadas. Também é importante ressaltar que os CPs expostos à corrosão na presença de luz sofreram maior redução de massa (~0,84%) em comparação aos CPs submetidos à corrosão na ausência de luz (~0,08%). Logo, a presença de luz contribui para o processo de corrosão. Por fim, infere-se que apesar de em ambas às condições (presença e ausência de luz), a liga A356 sofrer mudanças em sua superfície e morfologia, olhando para o parâmetro de perda de massa, percebe-se que a liga é muito resistente à corrosão, sofrendo pouco impacto em sua redução total ao longo de todo o ensaio.

6 REFERÊNCIAS

ABAL. Fundamentos e aplicações do alumínio. São Paulo, 2007.

ARRABAL, R., MINGO, B., PARDO, A., MOHEDANO, M., MATYKINA, E., RODRÍGUEZ, I. Pitting corrosion of rheocast A356 aluminium alloy in 3.5 wt.% NaCl solution**. Corrosion Science**, 73, p. 342-355, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6752**: informação e documentação: referências elaboração. Rio de Janeiro: ABNT, 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G1-03:** Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens. ASTM, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G31-04:** Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals. ASTM, 2004.

AWE, S. A. Solidification and microstructural formation of a ternary eutectic Al-Cu-Si cast alloy. **Journal of King Sud University - Engineering Sciences**, In Press, 2020.

AZIMI, H., NOUROUZI, S., JAMAATI, R. Effects of Ti particles and T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy fabricated by compocasting. Materials. **Science and Engineering: A**, 818, 2021.

CALLISTER, W.D. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: uma abordagem integrada. [trad.] S. M. S. SOARES. 9a ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018. p. 417-418.

CARDINALE, A.M., MACCIÒ, D., LUCIANO, G., CANEPA, E., TRAVERSO, P. Thermal and corrosion behavior of as cast Al-Si alloys with rare earth elements. **Journal of Alloys and Compounds**, 695, p. 2180-2189, 2017.

CHAO, L.B, KOO, P.Y. SHENG, D.H. Effects of rheocasting and heat treatment on microstructure and mechanical properties of A356 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, 528, p. 986 - 995, 2011.

DASH, S., LI, D.J., ZENG, X.Q., CHEN, D.L. Heterogeneous microstructure and deformation behavior of an automotive grade aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 870, 2021.

DWIVEDI, S.P., SHARMA, S., MISHRA, R.K. A356 Aluminum Alloy and applications-A Review. **Advanced Materials Manufacturin & Characterization**, 4 (2), 2014.

ELIAS, A.L.P., KOIZUMI, M.S., ORTIZ, E.L., RODRIGUES, J.F.Q., BORTOLOZO, A.D., OSÓRIO, W.R., PADILHA, G.S. Corrosion behavior of an Al-Si casting and a sintered Al/Si composite immersed into biodiesel and blends. **Fuel Processing Technology**, 202, 2020.

FORTINI, A., MERLIN, M., FABBRI, E., PIRLETTI, S., GARAGNANI, G.L. On the influence of Mn and Mg additions on tensile properties, microstructure and quality index of the A356 aluminum foundry alloy. **Procedia Structural Integrity**, 2, p. 2238-2245, 2016.

HASKEL, T., VERRAN, G.O., BARBIERI, R. Rotating and bending fatigue behavior of A356 aluminum alloy: Effects of strontium addition and T6 heat treatment. **International Journal of Fatigue**, 114, p.1-10, 2018.

HU, K., MA, X., GAO, T., XU, Q., QIAN, Z., WU, Y., LIU, X. Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al–Si alloys by nano-AlN_p. **Journal of Alloys and Compounds**, 765, p.113-120, 2018.

KUCHARIKOVÁ, L., TILLOVÁ, E., CHALUPOVÁ, M., HANUSOVÁ, P. Investigation on microstructural and hardness evaluation in heat-treated and as-cast state of secondary AlSiMg cast alloys. **Materialstoday: Proceedings**, 32, p. 63-67, 2020.

LECHNER, R. **Silicon Nanocrystal Films for Electronic Applications**. 2008. 228p. Tese (Doutorado) - Technische Universität München, München, 2008.

LIU, G., GAO, J., CHE, C., LU, Z., YI, W., ZHANG, L. Optimization of casting means and heat treatment routines for improving mechanical and corrosion resistance properties of A356-0.54Sc casting alloy. **Materials Today Communications**, 24, 2020, 101227.

LONG, H.C., CHEN, J.H., LIU, C.H., LI, D.Z., LI, Y.Y. The negative effect of solution treatment on the age hardening of A356 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, 566, p. 112-118, 2013.

LU, Z., ZHANG, L., WANG, J., YAO, Q., RAO, G., ZHOU, H. Understanding of strengthening and toughening mechanisms for Sc-modified Al-Si-(Mg) series casting alloys designed by computational thermodynamics. **Journal of Alloys and Compounds**, 805, p. 415-425, 2019.

MACÁRIO, P., VIEIRA, A., MANFROI, L., SILVA, M., LEITE, P., VIEIRA, L. Corrosion behavior of Al2024-T3, Al5052-H32, and Al6061-T6 aluminum alloys coated with DLC films in aviation fuel medium, Jet A-1 and AVGAS 100LL. **Materials and Corrosion**, 70, p.2278 – 2291, 2019.

MERLIN, M., TIMELLI, G., BONOLLO, F., GARAGNANI, G.L. Impact behaviour of A356 alloy for low-pressure die casting automotive wheels. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, p. 1060-1073, 2009.

MILLER, WS., ZHUANG, L., BOTTEMA, J., WITTEBROOD, AJ., SMET, P., HASZLER, A., VIEREGGE, A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering: A**, 280, p. 37-49, 2000.

MURTHY, N., BABU, N.A., RAO, J.B. Microstructure and mechanical properties of A356 alloy castings made in sand and granulated blast furnace slag moulds. **Materials Today: Proceedings**, 5, p. 161-167, 2018.

OLIVEIRA, R.O.M., ROCHA, O.F.L. Tratamento térmico de precipitação – T6 aplicado a roda de liga leve de motocicleta. **Holos**, 30 (15), p. 372-382, 2014.

OSÓRIO, W.R.R. **Análise da influência de parâmetros estruturais da solidificação de metais e ligas na resistência à corrosão.** 2004. 223p. Tese (Doutorado em Materiais e Processos de Fabricação) – UNICAMP, Campinas, 2004.

OZTURK, F., SISMAN, A., TOROS, S., KILIC, S., PICU, R.C. Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy. **Materials & Design**, 31, p. 972-975, 2010.

PARK, C., KIM, S., KWON, Y., LEE, Y., LEE, J. Mechanical and corrosion properties of rheocast and low-pressure cast A356-T6 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, 391, p. 86-94, 2005.

PERES, M.M., PINTO, C.P., RIOS, C.T., KIMINAMI, C.S., BOTTA FILHO, W.J., BOLFARINI, C. Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia. **Projeções**, 23, p. 55-62, 2005.

PILLAI, RM., KUMAR, K.S., PAI, AC. A simple inexpensive technique for enhancing density and mechanical properties of AlSi alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, 146, p.338-348, 2004.

PRAMOD, S.L., RAVIKIRANA, RAO, A K. P., MURTY, B.S., BAKSHI, S.R. Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, 674, p. 438-450, 2016.

RAM, S.C., CHATTOPADHYAY, K., CHAKRABART, I. Microstructures and high temperature mechanical properties of A356-Mg_2Si functionally graded composites in as-cast and artificially aged (T6) conditions. **Journal of Alloys and Compounds**, 805, p. 454-470, 2019.

SAMAT, S., OMAR, M.Z., BAGHDADI, A. H., MOHAMED, I. F., AZIZ, A.M. Mechanical properties and microstructures of a modified Al–Si–Cu alloy prepared by thixoforming process for automotive connecting rods. **Journal of Materials Research and Technology**, 10, p. 1086-1102, 2021.

TAGHADDOS, E., HEJAZI, M.M., TAGHIABADI, R., SHABESTARI, S.G. Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 468, p.539-545, 2009.

TEBALDINI, M., PETROGALLI, C., DONZELLA, G., VECCHIA, G.M. Estimation of Fatigue Limit of a A356-T6 Automotive Wheel in Presence of Defects. **Procedia Structural Integrity**, 7, p.521-529, 2017.

VIRTANEN, S. Electrochemical theory/Corrosion. **Encyclopedia of Electrochemical Power Sources**, p.56-63, 2009.

XU, J., CHEN, G., ZHANG, Z., ZHAO, Y., ZHANG, T., CHENTINGYING, Z., DING, D. Effect of Al-3 wt% Al2O3 master alloy fabricated by calcined kaolin on grain refinement and mechanical properties of A356 alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 862, 2021.

ZAKARIA, H.M. Microstructural and corrosion behavior of Al/SiC metal matrix composites. **Ain Shams Engineering Journal**, 5, p. 831-838, 2014.

ZHANG, X., HUANG, L.K., ZHANG, B., CHEN, Y.Z., LIU, F. Microstructural evolution and strengthening mechanism of an Al–Si–Mg alloy processed by high-pressure torsion with different heat treatments. **Materials Science and Engineering: A**, 794, 2020.