



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS
FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS - PPGCEM**

**EFEITO DE DIFERENTES CONDIÇÕES DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO
A356 VISANDO A UTILIZAÇÃO EM MOTOCICLETAS**

REINALDO DE ALMEIDA RODRIGUES

MANAUS

2022

REINALDO DE ALMEIDA RODRIGUES

**EFEITO DE DIFERENTES CONDIÇÕES DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO
A356 VISANDO A UTILIZAÇÃO EM MOTOCICLETAS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Faculdade de Tecnologia da Universidade Federal do Amazonas, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. José Costa de Macedo Neto

Coorientação: Dr. Reinaldo José de Oliveira

MANAUS

2022

Ficha Catalográfica

Ficha catalográfica elaborada automaticamente de acordo com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

R696e Rodrigues, Reinaldo de Almeida
Efeito de diferentes condições do tratamento térmico T6 na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio A356 visando a utilização em motocicletas / Reinaldo de Almeida Rodrigues . 2022
97 f.: il. color; 31 cm.

Orientador: José Costa de Macedo Neto
Coorientador: Reinaldo José de Oliveira
Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Amazonas.

1. Solubilização. 2. Envelhecimento artificial. 3. Si-eutético. 4. Agrupamentos. 5. Dendograma. I. Macedo Neto, José Costa de. II. Universidade Federal do Amazonas III. Título

EFEITO DE DIFERENTES CONDIÇÕES DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO A356 VISANDO A UTILIZAÇÃO EM MOTOCICLETAS

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM) da Universidade Federal do Amazonas (UFAM) para a obtenção do Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Manaus, 19 de agosto de 2022

BANCA EXAMINADORA

Profº Dr. José Costa de Macedo Neto (Orientador-Presidente da Banca)
Universidade Federal do Amazonas (UFAM) / PPGCEM

Profº Dr. Rulbelmar M. de A. Cruz Neto (Membro Externo)
Universidade do Estado do Amazonas (UEA)

Profº Dr. Aristides Rivera Torres (Membro Externo)
Universidade do Estado do Amazonas (UEA)

Dedicatória

À minha querida esposa Claudia e nossa princesa Manuela,
pelo apoio incondicional nessa jornada.

Aos meus queridos pais, (*in memoriam*), Zilene Almeida e
Reinaldo Rodrigues

À minha irmã Renata de Almeida,
sempre na torcida pelo meu sucesso.

AGRADECIMENTOS

Caso tenha esquecido de alguém, peço desculpas, pois são várias pessoas que me apoiaram nessa jornada.....

Agradeço primeiramente à Deus pelo dom da vida a mim e minha família, pelas bênçãos nessa caminhada e nas tomadas de decisões.

Ao Prof. Dr. José Costa de Macedo Neto, pela amizade, orientação e ensinamentos transmitidos durante todo meu percurso acadêmico (graduação e mestrado e quem sabe, um doutorado.....).

Ao meu grande amigo e coorientador Dr. Reinaldo José de Oliveira, pelas orientações, grande apoio e motivação durante essa jornada.

Agradeço ao Prof. Dr. Rubelmar Neto (UEA), pelo suporte, apoio e ensinamento durante a etapa de planejamento experimental.

A todos os professores do PPGCEM/UFAM: Dr. Lizandro Manzato, Dr. Sérgio Michielon, Dr. Yurimiler Ruiz, pois vocês fazem parte dessa minha vitória.

Ao meu amigo e Professor M.Sc. João Carlos Martins, pela ajuda e contribuição na análise de DRX.

À empresa aonde trabalho, Hitachi Atego Manaus Systems, pela disponibilização das instalações para realização do trabalho.

Por fim, agradeço a todos amigos que contribuíram de forma direta ou indireta, para a realização deste trabalho.

“Jamais considere seus estudos como uma obrigação, mas como uma oportunidade invejável para aprender a conhecer a beleza libertadora do intelecto para seu próprio prazer pessoal e para proveito da comunidade à qual seu trabalho pertence”

Albert Einstein

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - (a) ligas de alumínio fundido. (b) ligas de alumínio forjado. As ligas de alumínio não tratáveis termicamente estão em azul e as ligas de alumínio tratáveis termicamente estão em vermelho.	21
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Al-Si.....	25
Figura 3 - Micrografia da liga A356. Cinza claro – Matriz de Al; Cinza escuro – Silício eutético.....	26
Figura 4 - Processo de vazamento simplificado	27
Figura 5 - Ilustração esquemática da geometria cristalina de uma zona de Guinier–Preston (G.P.).....	28
Figura 6 - Variação da resistência em função do tempo de envelhecimento e morfologia dos precipitados.....	29
Figura 7- Transformação da fase eutética durante solubilização	30
Figura 8 - Transformação microestrutural durante a solubilização do tratamento térmico T6.....	31
Figura 9 - transformação microestrutural durante o tratamento de envelhecimento.	32
Figura 10 - Microscopia óptica - a) A356 (fundido), b) A356 (após tratamento térmico). MEV - c) A356 (fundido), d) A356 (após tratamento térmico).....	33
Figura 11 – Microscopia óptica. a) Fundido, b) T6	34
Figura 12 - Esferoidização de Si em uma liga A356 modificada com Sr.	35
Figura 13 - Variações nas frações dos valores de Si-eutético e SDAS	36
Figura 14 - (a) Esquema do molde metálico utilizado, (b) Peça obtida a partir da qual foi confeccionado as amostras para os ensaios mecânicos.....	39
Figura 15 - (a) Distribuição dos termopares nas peças para tratamento térmico. (b) acompanhamento dos parâmetros de tratamento térmico.	40
Figura 16 - Condições de tratamento térmico T6 aplicadas neste estudo.....	41
Figura 17 - Corpo de prova para ensaio de tração, conforme: JIS Z 2241:2020 [74].	43
Figura 18 - Microestruturas da liga A356: (a–c) Micrografias ópticas e (d–f) Imagens de MEV.....	46
Figura 19 - A micrografia MEV/EDS da amostra sem tratamento térmico para identificação de fases presentes.	47

Figura 20 - A micrografia MEV/EDS da amostra sem tratamento térmico para identificação de fases presentes.	47
Figura 21 - A micrografia MEV/EDS da amostra com tratamento térmico T6 de 12h para identificação de fases presentes.	48
Figura 22 - A micrografia MEV/EDS da amostra com tratamento térmico T6 de 7h para identificação de fases presentes.	48
Figura 23 - Imagens MEV com medição do Si Eutético. a-b) Estado bruto de fusão, c-d) Tratamento T6 de 12h, e-f) Tratamento T6 de 7h	50
Figura 24 - Teste de Tukey. Diferença de médias na medição do Si eutético, intervalo de confiança de 95%	52
Figura 25 - Padrões de difração de raios-x das amostras sem tratamento, 12h e 7h de tratamento térmico T6.	53
Figura 26 - Boxplot para comportamento de dureza da liga A356.....	55
Figura 27 - Teste de Tukey. Diferença de médias na medição de dureza (HRB), intervalo de confiança de 95%.....	57
Figura 28 - Correlação entre diâmetro do Si-eutético e dureza	57
Figura 29 - Boxplot para resistência ao impacto das amostras	58
Figura 30 - Teste de Tukey. Diferença de médias no ensaio Charpy, intervalo de confiança de 95%	60
Figura 31 - Correlação entre diâmetro do Si-eutético e energia absorvida	60
Figura 32 - Curvas de tensão vs deformação de engenharia	61
Figura 33 - Comportamento do limite de escoamento nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias para limite de escoamento. ...	63
Figura 34 - Comportamento da resistência à tração nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias para resistência à tração.....	63
Figura 35 - Figura 26 - Comportamento do alongamento (%) nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias de alongamento (%).....	64
Figura 36 - Diâmetro médio do Si-eutético em função das propriedades mecânicas de tração. a) Si-eutético X Escoamento (MPa), b) Si- eutético X Res. à tração (MPa), c) Si-eutético X Alongamento (%).....	65
Figura 37 - Comportamento à fratura da liga A356 nas diferentes condições de tratamento T6. a-b) Sem tratamento térmico - 0h, c-d) 12h de tratamento térmico T6, e-f) 7h de tratamento térmico T6.	67

Figura 38 - Dendograma resultante da distância euclidiana quadrática e do método agrupamento por média dos 3 tempos de T6.	69
Figura 39 - Dendograma resultante da distância do coeficiente de correlação e do método agrupamento por média das propriedades avaliadas.	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga A356.	25
Tabela 2 - Composição química da liga de alumínio (fração de massa, %).	38
Tabela 3 - Parâmetros de processo de fundição GDC.	39
Tabela 4 - Especificação dos diferentes tempos de tratamento térmico (T6) realizados	41
Tabela 5 - Composição química da liga obtida.....	45
Tabela 6 - Resultados nas medições do Si Eutético	50
Tabela 7 - Análise de variância para medição do Si eutético	51
Tabela 8 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para medição dos precipitados	51
Tabela 9 - Análise de variância para medição de dureza.....	55
Tabela 10 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para Dureza	56
Tabela 11 - Análise de variância para medição de resistência ao impacto	58
Tabela 12 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para Charpy	59
Tabela 13 - Resultados do ensaio de tração e valor-p (ANOVA)	62
Tabela 14 - Planejamento de Aglomeração em Análise de Cluster das observações entre os tempos de tratamento T6.....	Erro! Indicador não definido.
Tabela 15 - Planejamento de Aglomeração em Análise de Cluster das variáveis entre os ensaios realizados.	Erro! Indicador não definido.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM – American Society for Testing and Materials

ASM - American Society for Metals

A356 - Liga de alumínio

ANOVA – Análise de variância

Al – Alumínio

ABAL – Associação Brasileira de Alumínio

α – fase alfa

B – Boro

bar – Unidade métrica de pressão

β – Fase beta

Cu – Cobre

Cr – Cromo

Cl – Cloro

°C – Grau celsius

cc - Cilindrada

DRX – Difração de Raio X

EDS – Espectroscopia de energia dispersiva

FDU - Foundry Degassing Unit

Fe - Ferro

GDC - Gravity Die Cast (Fundição por Gravidade)

GNV – Gás natural veicular

GP – Zonas Guinier Preston

HF – Ácido fluorídrico

HCl – Ácido clorídrico

HNO₃ – Ácido nítrico

HRB – Dureza Rockwell B

HV – Dureza Vickers

ISO - International Organization for Standardization

JIS - Japanese Industrial Standards

JCGM - Comitê Conjunto para Guias em Metrologia

J - Joule

h – Hora

IC – Intervalo de confiança

K – Potássio

KCl – Cloreto de potássio

kgf – Quilograma força

kN – Quilo Newton

kW – Quilowatts

kV - Quilovolt

λ - Lambda

w – Largura na aérea útil do corpo de prova para ensaio de tração

w₂ – Largura total do corpo de prova para ensaio de tração

L₀ – Comprimento inicial do corpo de prova para ensaio de tração

L_T - Comprimento total do corpo de prova para ensaio de tração

Li – Lítio

LPDC - Low Pressure Die Casting

MEV - Microscopia eletrônica de varredura

MPa – Mega pascal

Mg – Magnésio

Mn – Manganês

Mg₂Si – Siliceto de magnésio

mL – Mililitro

mA – Miliampere

μ - Micrómetro

nm – Nanômetro

mm - milímetro

μ m - Micrômetro

N – Nitrogênio

Na – Sódio

NaCl – Cloreto de sódio

Ni – Níquel

PDA - Pulse Height Distribution Analysis

Pb – Chumbo

ppm - Partes por milhão

rpm – Rotações por minuto

SAE - Society of Automotive Engineers

Si – Silício

Sr – Estrôncio

s – Segundo

Θ - Teta

t – Espessura na área útil do corpo de prova para ensaio de tração

Ti - Titânio

T4 - Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural

T6 - Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial

Zn – Zinco

Sr – Estrôncio

RESUMO

Esta pesquisa apresenta os resultados obtidos a partir do experimento de diferentes tempos para tratamento térmico T6 (Solubilização e Envelhecimento artificial) para liga de alumínio A356, processadas na planta industrial de uma empresa do seguimento de duas rodas, instalada no Polo Industrial de Manaus. As amostras foram fundidas pelo processo de gravidade em molde permanente (GDC) e fornos industriais para T6 foram utilizados no experimento. Duas condições de tratamento térmico foram utilizadas com tempo total de 12h e 7h, comparando os resultados com a liga sem tratamento térmico. Foram avaliados os efeitos na redução do tempo de tratamento no comportamento mecânico, através dos ensaios de dureza, Charpy, Tração, análise morfológica das fraturas e comportamento microestruturais através de microscopia óptica, MEV/EDS, medição da evolução do Si-eutético, DRX. Excelentes propriedades mecânicas foram alcançadas com tratamento curto de 7h, com um limite de escoamento de 226,58 ($\pm 3,76$) MPa, limite de resistência à tração de 264,78 ($\pm 4,27$) MPa e alongamento de 3,41 ($\pm 0,47$) %, que é competitivo com outras ligas fundidas submetidas ao tratamento térmico T6 em ciclos maiores de tratamento. O pico de dureza e maior resistência ao impacto foi registrado para amostra tratada com 12h, porém, para o ensaio de impacto não houve diferenças significativas entre os dois experimentos.

Palavras-chave: Solubilização; Envelhecimento artificial; Si-eutético. Agrupamentos; Dendograma

ABSTRACT

This research presents the results obtained from the experiment of different times for thermal treatment T6 (Solubilization and Artificial Aging) for aluminum alloy A356, processed in the industrial plane of a two-wheel company, installed in the Industrial Pole of Manaus. The samples were cast by gravity permanent mold (GDC) process and industrial ovens for T6 were used in the experiment. Two heat treatment conditions were used with a total time of 12h and 7h, comparing the results with the alloy without heat treatment. The effects on the reduction of the treatment time on the mechanical behavior were evaluated, through hardness, Charpy, Traction tests, morphological analysis of fractures and microstructural behavior through optical microscopy, SEM/EDS, measurement of the evolution of the Si-eutectic, XRD. Excellent mechanical properties were achieved with a short treatment of 7h, with a yield strength of 226.58 (± 3.76) MPa, ultimate tensile strength of 264.78 (± 4.27) MPa and elongation of 3.41 (± 0.47) %, which is competitive with other cast alloys subjected to T6 heat treatment in longer treatment cycles. The peak of hardness and greater impact resistance was recorded for the sample treated with 12h, however, for the impact test, there were no significant differences between the two experiments.

Keywords: Solution; Artificial aging; Si-eutectic; Groupings; Dendrogram

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS	20
2.1 Objetivo Geral.....	20
2.2 Objetivos Específicos	20
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1 Alumínio e suas ligas.....	21
3.2 Alumínio-Silício Série 300.....	22
3.2.1 Liga de alumínio A356	24
3.2.1.1 Processo de fundição	26
3.2.1.2 Endurecimento por tratamento térmico (T6)	27
3.2.1.3 Características microestruturais	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS	37
4.1 Material.....	37
4.2 Processo de Fundição	38
4.3 Processo de Tratamento Térmico	40
4.4 Caracterização Microestrutural	41
4.5 Caracterização mecânica	42
4.6 Planejamento experimental dos resultados	43
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
5.1 Análise química da liga A356	45
5.2 Caracterização microestrutural	45
5.2.1 Análise de fases presentes.....	45
5.2.2 Efeito do tratamento térmico T6 na microestrutura.....	49
5.2.3 Análise microestrutural por DRX	52
5.3 Caracterização mecânica	54
5.3.1 Ensaio de dureza	54
5.3.2 Ensaio de impacto	58
5.3.3 Ensaio de tração.....	61
5.3.3.1 <i>Análise do comportamento da fratura</i>	66
5.4 Análise de agrupamento dos resultados.....	68
6 CONCLUSÕES	71
REFERÊNCIAS	73

1 INTRODUÇÃO

A preocupação global com meio ambiente aumenta no sentido de minimizar a utilização dos recursos energéticos e diminuir também a poluição. Fica evidenciado estratégias governamentais por meio de incentivos às indústrias e elaboração de metas mundiais em busca de melhor aproveitamento dos recursos existentes [1], [2].

Diante de um cenário cada vez mais ambientalmente responsável, ligas de alumínio e, em particular componentes de alumínio fundido de alta solicitação mecânica têm atraído grande atenção das indústrias [3].

Indústrias do setor de fundição em alumínio adotam otimizações nos processos com objetivo de obter melhor eficiência operacional e redução de desperdícios de energia de máquinas [4], [5].

Algumas ligas de alumínio, especificamente liga Al-7%Si-0,35Mg (A356), são utilizadas em componentes estruturais, tanto na indústria de aviação quanto na automotiva.

Devido à sua alta relação peso-resistência, baixo custo e possibilidades quase ilimitadas no processo de reciclagem, tonam-se essenciais para a utilização e aplicação em diversos seguimentos industriais [6].

A liga de alumínio Al-7%Si-0,35Mg (A356) têm boa fundibilidade, especificamente, em processos GDC (*Gravity Die Cast – Fundição por gravidade*), no qual apresenta excelente resistência à corrosão e alta especificidade força [7].

O magnésio possibilita, juntamente com o silício, a formação da fase Mg_2Si , responsável por promover o endurecimento por precipitação e, conseqüentemente, o aumento da resistência mecânica destas ligas [8].

Outros elementos químicos como Cu, Mn, Zn, Ti e B são adicionados à liga alumínio-silício com a finalidade de melhorar a tenacidade à fratura, ampliando a utilização dessas ligas [9].

Alguns elementos são incorporados involuntariamente, como por exemplo o ferro, decorrente do processo para obtenção do alumínio primário ou devido às contaminações durante o processo de reciclagem [10].

Propriedades mecânicas das ligas Al-Si-Mg podem ser melhoradas por meio de tratamento térmico adequado, fornecendo à liga possibilidade de aplicações em componentes estruturais de alta responsabilidade [11].

Os tratamentos de solubilização e envelhecimento (T6) é um tipo de tratamento térmico aplicado em alguns tipos de ligas de alumínio. O T6 se realizados adequadamente proporcionam uma distribuição uniforme de precipitados na microestrutura da liga Al-Si-Mg.

Os precipitados são à base de Mg-Si surgem na matriz de alumínio e sua presença aumentam a resistência mecânica e a dureza da liga [12]. A melhoria das propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg também são influenciadas pelo tamanho médio de grão e morfologia e padrão da fase Mg_2Si obtidos por meio de nucleação de precipitados após tratamento [13].

Alguns trabalhos foram realizados com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas da liga A356 a partir do tratamento térmicos T6. Dias [8], estudou o comportamento das propriedades mecânicas da liga A356 após diferentes ciclos de tratamento térmico T6. No estudo ele variou o tempo total do tratamento de 6 a 19 horas com faixas de temperatura de solubilização entre 520 a 540 °C e de envelhecimento entre 155-185 °C. O tratamento térmico com solubilização a 540 °C durante 4h e envelhecimento de 170 °C com tempo de estágio de 2 horas, revelou resultados das propriedades mecânicas similares ao tratamento com ciclo de 8,5h.

Através da pesquisa, foi possível avaliar que mesmo com uma redução no tempo de tratamento térmico, observou-se a precipitação homogenia de intermetálicos Mg_2Si , contribuindo para aumento das propriedades mecânicas.

Lu et al. [14] realizaram um estudo com novo processo de tratamento térmico T6 de curta duração de 2h para a liga A356. Em seguida, realizaram a comparação das propriedades mecânicas com o tempo convencional de 15h e com a liga sem tratamento térmico.

Os resultados mostraram que a resistência à tração final e a porcentagem de alongamento aumentou em 31% e 23%, respectivamente, em comparação com a liga sem tratamento. Mas, quando o tratamento térmico rápido (2h) foi comparado com o convencional (15h) observou-se que as propriedades mecânicas resultantes foram quase iguais. O autor explica que após 10 min de solução tratamento térmico a 540 °C, Mg_2Si começou a se dissolver na matriz α -Al, com isso a similaridade nos resultados.

Estudo feito por Jarco, A.; Pezda, J. [15] avaliaram diferentes temperaturas e tempos de tratamento de solubilização e envelhecimento artificial (T6) na liga AlSi11(Fe) e os efeitos nas propriedades mecânicas.

No resultado do estudo, observou-se esferoidização dos precipitados de silício eutético em comparação com a liga sem tratamento térmico, assim como o aumento na resistência à tração, resistência ao impacto e dureza.

O presente trabalho foi realizado em um ambiente industrial em que todas as condições e variáveis do processo produtivo de fundição foi utilizado. Neste estudo realizou-se experimentos com diferentes tempos de tratamento térmico T6.

Adotou-se tempos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento de 12h (padrão) e 7h (após redução no tempo) na liga A356.

Para verificar, o efeito da redução de tempo nas propriedades da liga, foi realizada as caracterizações mecânicas por tração, microdureza e resistência ao impacto. Para a caracterização microestrutural realizou-se a microscopia óptica, eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X. Adicionalmente, foi realizada análises estatísticas para verificar as similaridades e significância dos resultados.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo estudar a relação do comportamento mecânico e microestrutural da liga de alumínio Al-7%Si-0,35Mg (A356) após redução de tempo do tratamento térmico T6 de 12h para 7h.

2.2 Objetivos Específicos

- Obter as amostras por meio do processo de fundição por gravidade (GDC), vazada em coquilha nas condições normais de processamento dos componentes para motocicletas (amortecedor);
- Planejar os tempos de tratamentos térmicos que serão utilizados nas ligas solidificadas;
- Realizar os tratamentos térmicos nas instalações industriais, adotando-se diferentes parâmetros para tratamentos térmicos T6 da liga de alumínio A356;
- Analisar, por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, o efeito da redução de tempo do tratamento térmico T6 na microestrutura da liga;
- Realizar a caracterização por meio da técnica de difração de raio X (DRX) nas duas condições de tratamento térmico e na peça sem tratamento para a quantificação das fases presentes;
- Obter através dos ensaios, das propriedades mecânicas de tração (módulo de elasticidade, limite de escoamento, resistência à tração, alongamento), dureza Rockwell B e impacto (Charpy) para a liga A356 com diferentes tratamentos térmicos.
- Realizar análise estatística dos resultados obtidos das propriedades mecânicas e da microestrutura pela análise de comparação de medidas por meio da ANOVA e análise cluster (agrupamentos hierárquicos ou dendrogramas).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o terceiro metal mais abundante na crosta terrestre [16]. Ao final do século XIX, suas características físico-químicas já o tornavam um forte concorrente do aço nas indústrias de componentes automotivos, aeroespaciais, recipientes de armazenamentos e aplicações marítimas [17].

Uma das principais características do alumínio é sua alta reciclabilidade. Depois de muitos anos de vida útil, segura e eficiente, o alumínio pode ser reaproveitado, com recuperação de parte significativa do investimento e economia de energia [18].

As ligas de alumínio possuem grande versatilidade de aplicações devido às suas boas propriedades físicas e químicas, baixa densidade quando comparada ao aço, resistência à corrosão e aparência, quando a questão estética é relevante [19].

O alumínio puro (Al) possui propriedades mecânicas relativamente baixas, que são melhoradas adicionando outros elementos como cobre (Cu), manganês (Mn), silício (Si), magnésio (Mg), zinco (Zn), entre outros, formando assim as ligas de alumínio [17].

De acordo com Zhang et al. [20] com base em sua composição, microestrutura e características do processo, as ligas de alumínio podem ser categorizadas em ligas de alumínio fundido e ligas de alumínio forjado. Ainda segundo o autor, as ligas de alumínio podem ser divididas em ligas de alumínio tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente, conforme mostrado na Figura 1.

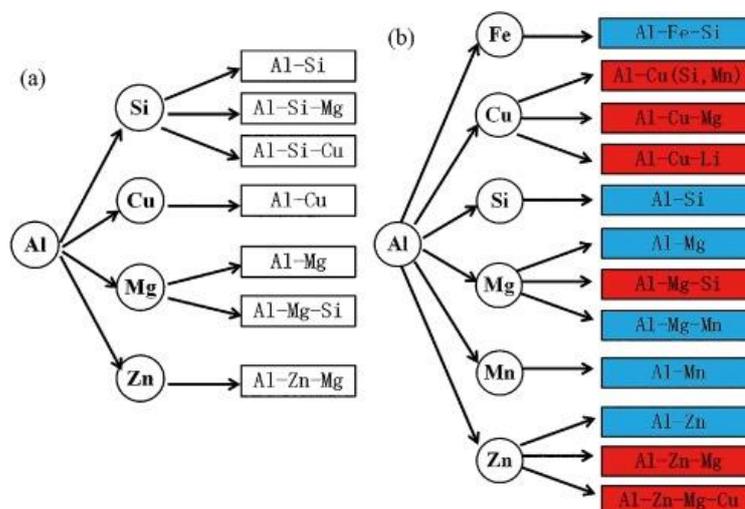


Figura 1 - (a) ligas de alumínio fundido. (b) ligas de alumínio forjado. As ligas de alumínio não tratáveis termicamente estão em azul e as ligas de alumínio tratáveis termicamente estão em vermelho.

Fonte: Adaptado de Zhang et al. [20].

De acordo com Angeloni [21] as ligas de alumínio para fundição utilizam a classificação de acordo com seus principais elementos de liga. A mais comum dessas classificações é a estabelecida pela Aluminium Association e adotada por outros órgãos de normalização (por exemplo, ASTM e SAE). De acordo com esta classificação, as famílias mais importantes são:

- 1xx.x-ligas de alumínio puro;
- 2xx.x - ligas de alumínio-cobre;
- 3xx.x – ligas de alumínio-silício (com adição de magnésio e/ou cobre);
- 4xx.x – ligas de alumínio-silício;
- 5xx.x - ligas de alumínio-magnésio;
- 7xx.x - ligas alumínio-zinco (com adição de magnésio, cobre, cromo, manganês ou combinações dos mesmos);
- 8xx.x - ligas de alumínio-estanho.

O último dígito (após o ponto) é empregado para descrever a natureza da liga. Portanto, o dígito "0" indica os limites de composição química; "1" e "2" representam componentes fundidos e lingotes com composição pré-ajustada, respectivamente.

As variações na composição química original - geralmente no nível de impureza - são indicadas com uma letra maiúscula antes do número da liga (por exemplo, 356, A356, A356).

3.2 Alumínio-Silício Série 300

São ligas de alumínio que apresentam as melhores características de fundição, razão pela qual cerca de 90% das peças fundidas de alumínio pertencem à série 300.

As ligas binárias têm excelente ductilidade, resistência à corrosão e boa resistência à tração. O Si aumenta a fluência, reduz o encolhimento e melhora a soldabilidade. No entanto, altos níveis de Si dificultam a usinagem [21].

A adição de Cu às ligas de Al-Si melhora a usinabilidade e aumenta a resistência mecânica, mas reduz a ductilidade. A adição de Mg permite que as ligas sejam endurecidas por tratamento térmico, aumentando assim sua resistência mecânica [22].

Ligas com baixas concentrações de Si (5 a 7%) são geralmente empregadas em fundição em molde de areia, enquanto ligas com alto teor de Si (9 a 13%) são comumente usadas em molde permanente ou fundição sob pressão [21], [22].

As ligas hipereutéticas (até 13% de silício) são conhecidas por sua alta resistência ao desgaste, baixo coeficiente de expansão térmica e alta condutividade térmica [22].

Hetke e Gundlach [23] sustentam que a liga alumínio-silício-magnésio está entre as mais fáceis de fundir independentemente da técnica de fundição empregada. Suas principais características são boas resistência mecânica, alta resistência à corrosão, tratabilidade térmica.

Esta liga é comumente usada na condição recozida e envelhecida artificialmente, tratamento térmico T6. Entretanto, para modelos com maior estabilidade dimensional, pode ser utilizado na condição solubilizada e superenvelhecida, T7, resultando em aumento da ductilidade com leve redução da resistência em relação ao T6, segundo Byczynski et al. [24].

Durante a solubilização, o magnésio é dissolvido na matriz de alumínio após extinção e subsequente envelhecimento a temperaturas intermediárias (entre 150°C e 200°C); a fase Mg-Si precipita na matriz de alumínio na forma de partículas finamente dispersas, o que causa um aumento substancial na resistência, segundo [25]–[27].

Ainda segundo os autores, a resistência e a tenacidade à fratura da matriz metálica podem ser controladas variando a temperatura e o tempo de envelhecimento. Em geral, a resistência está inversamente relacionada à ductilidade e tenacidade. No entanto, a tenacidade pode ser aumentada por meio de tratamento térmico, em detrimento da resistência.

Hetke e Gundlach [23] afirmam que quando a qualidade metalúrgica dos fundidos diminui, tanto a resistência quanto a tenacidade diminuem. Sempre que são necessários valores de tenacidade elevados, existem três formas de atingir estas características:

- Realizando o tratamento de subenvelhecimento;
- Amolecendo através do tratamento de sobre envelhecimento;
- Melhorando a qualidade do elenco.

Os dois primeiros métodos resultam em diminuição da resistência mecânica e o último aumenta a tenacidade e resistência.

A qualidade do alumínio fundido é influenciada por diversos fatores microestruturais, incluindo o nível de modificadores de silício, inclusões não metálicas, fases intermetálicas indesejáveis, microporosidade e refinamento de grão. Essas características têm um grande impacto na tenacidade e ductilidade à fratura do fundido.

As principais aplicações envolvem componentes de uso geral, coletores de admissão, blocos e cabeçotes de motores de cilindros, pistões automotivos e de rodas, componentes aeroespaciais estruturais, bombas de combustível e água e componentes de carcaça e suspensão [3], [6].

3.2.1 Liga de alumínio A356

As ligas Al-Si-Mg, especificamente a liga hipoeutética A356, são amplamente aplicadas na fabricação de várias peças estruturais automotivas devido às excelentes propriedades mecânicas, como boa soldabilidade, resistência à corrosão desejável e resistência ao desgaste [28].

Nessa liga o Si é um dos elementos de liga mais comuns presentes, proporcionando boa fluidez e reduzindo a expansão térmica com menor contração da liga na solidificação [29].

Como todas as outras ligas Al-Si, suas propriedades mecânicas e elétricas dependem da morfologia do Si, que está naturalmente na forma de acircular, porém podendo ser melhorado com adição de Sr [30].

Também faz o uso de refinadores de grão na liga, o qual tem a função de proporcionar partículas inoculantes ao banho se dissolvendo no mesmo e liberando milhões de partículas que podem agir como substratos para a nucleação heterogênea da liga [22].

Esta é uma liga, pertencente ao sistema ternário Al-Si-Mg, apesar do seu diagrama de fase poder ser representado pelo diagrama binário Al-Si [14]. É uma liga hipoeutética (Si<12,6%), apresentando um ponto eutético à concentração de 12,6 % Si a 577 °C e uma solubilidade máxima do silício no alumínio de 1,6% à mesma temperatura [31].

A linha a vermelho identifica o local da liga A356 no diagrama de fase, como se pode visualizar no diagrama de equilíbrio reproduzido na Figura 2.

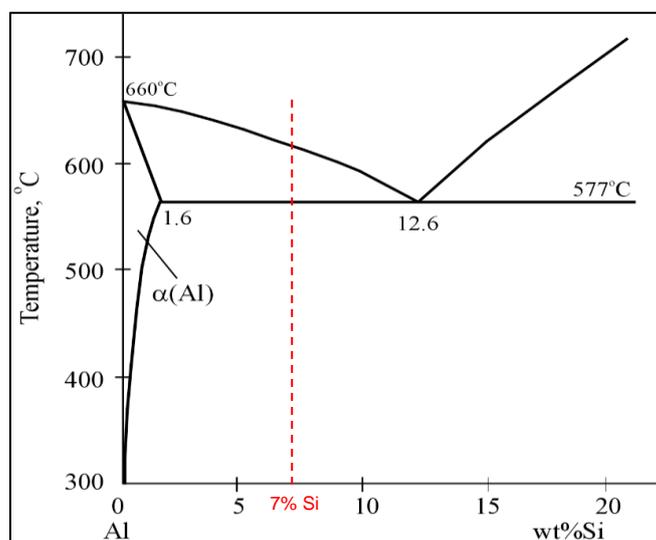


Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Al-Si.
Fonte: Adaptado de L. F. Mondolfo, [32].

A liga possui cerca de 7%p. Si, 0,35%p. Mg, além de Sr e Ti, que atuam como modificador e refinador do microconstituente eutético e dos grãos, respectivamente [33]. A composição especificada para a liga utilizada na manufatura de rodas desse estudo é dada pela Tabela 1 abaixo:

Tabela 1 - Composição química da liga A356.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
A356	6.5 –	0.2	0.20	0.10	0.25 –	0.10	0.25
(Padrão)	7.5	Máx.	máx	máx.	0.45	máx.	máx.

Fonte: ASM Handbook Casting[19].

Tem-se um melhor comportamento mecânico após o endurecimento por precipitação, geralmente obtido por tratamento térmico T6. Portanto, é justificável para aplicações estruturais críticas à fadiga, como rodas automotivas, blocos de motor, cabeçotes, chassis e componentes de suspensão [34].

Com a inclusão de Mg na liga A356 ocorre a formação de fase secundária (precipitado de Mg_2Si) na estrutura após o tratamento térmico de envelhecimento, aumentando significativamente as propriedades mecânicas da liga [35]. Essa fase secundária (Mg_2Si) que se depositam entre as dendritas de alumínio após o

tratamento térmico de envelhecimento é conhecida como endurecimento por precipitação [36], [37].

Na Figura 3 é possível observar as morfologias típicas das fases formadas nas ligas Al-Si-Mg pelos eutéticos secundários entre fase α e fases ricas em Mg.

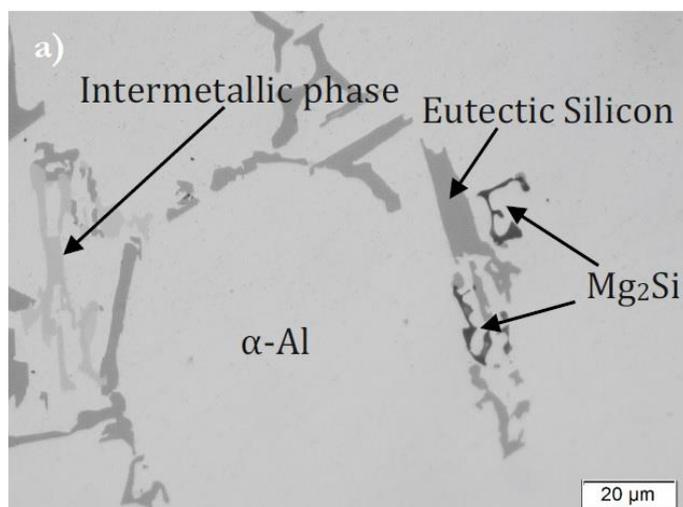


Figura 3 - Micrografia da liga A356. Cinza claro – Matriz de Al; Cinza escuro – Silício eutético.
Fonte: Adaptado de Santos, Jorge [38].

3.2.1.1 Processo de fundição

O Estado do Amazonas apresenta um importante parque industrial no qual o alumínio é utilizado, como, por exemplo, na indústria de duas rodas em que o alumínio é processado por fundição, tratado termicamente, forjado e usinado [39].

Neste setor dentre as ligas mais utilizadas, estão as ligas de alumínio A356 (Al-7%Si) fundidas por gravidade e tratadas termicamente por solubilização e envelhecimento [39]

O processo de fundição e tratamentos térmicos mostrados neste trabalho foram realizados em uma indústria na fabricação de peças utilizadas em motocicletas [39].

Segundo Oliveira e Galhardi [40], o processo de fundição é conhecido por apresentar o menor caminho entre matéria prima e o produto final, destacando-se como único método viável para se obter peças com geometria complexa.

Ainda segundo os autores, o processo de fundição por gravidade é descrito pela seguinte sequência descrito na Figura 4.

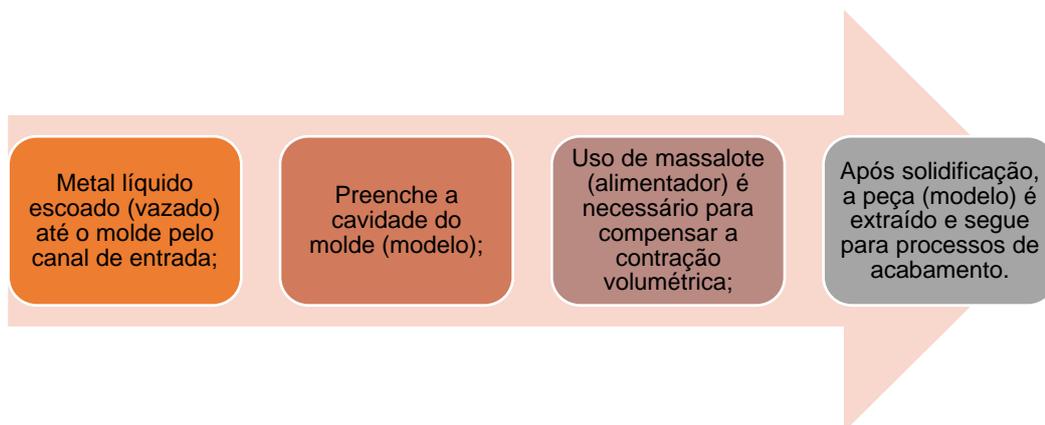


Figura 4 - Processo de vazamento simplificado
Fonte: Adaptado de Oliveira e Galhardi [40].

Segundo Greb [41], a fundição por gravidade (GDC) é um processo de fundição no qual a massa fundida é despejada por uma entrada superior em um molde permanente de metal – chamado de coquilha.

As propriedades mecânicas definitivas do processo de fundição são afetadas pela microestrutura da liga, que por sua vez depende da taxa de resfriamento e tratamento térmico, por isso, esses parâmetros devem ser controlados para cada técnica de fundição [42].

O seu espaço oco é preenchido unicamente pela força da gravidade. Graças à sua alta resistência ao calor o molde provê um resfriamento da massa fundida que está se solidificando. Isto por sua vez resulta em uma textura densa e de granulação fina com propriedades mecânicas melhorada [40].

3.2.1.2 Endurecimento por tratamento térmico (T6)

O tratamento térmico T6 consistem de tratamento de solubilização, têmpera, e envelhecimento artificial. A melhora nas propriedades de tração através do tratamento térmico é principalmente pela formação de precipitados fora do equilíbrio dentro da matriz de Al [43].

Especificamente na série de liga A356, o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si , que antes de atingir o equilíbrio até o superenvelhecimento. É o responsável pelo endurecimento dessas ligas por meio do tratamento térmico T6 [44].

A solubilidade da fase Mg_2Si (β) na matriz rica em alumínio (α) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação da segunda fase (beta) a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material [44].

De acordo com COSTA, T.; et al. [45], o tratamento térmico T6, consiste em:

- Solubilização é responsável pela dissolução das fases presentes na liga transformando-a em uma estrutura monofásica, única fase;
- Têmpera, geralmente até temperatura ambiente, para obter uma solução sólida, monofásica, porém, supersaturada;
- Envelhecimento artificial para causar precipitação da solução sólida que havia sido dissolvida.

Durante os primeiros estágios do envelhecimento a principal mudança é a redistribuição dos átomos de soluto em solução sólida dentro da rede para formar "clusters" ou zonas de Guinier Preston que são zonas enriquecidas em soluto [46], conforme Figura 5.

O reaquecimento da liga solubilizada geralmente na faixa de 120 a 200°C, em fornos com circulação forçada de ar, favorece a precipitação artificial submicroscópica da fase ou das fases intermediárias, com aumentos de dureza, resistência a tração e menor resistência a corrosão [47].

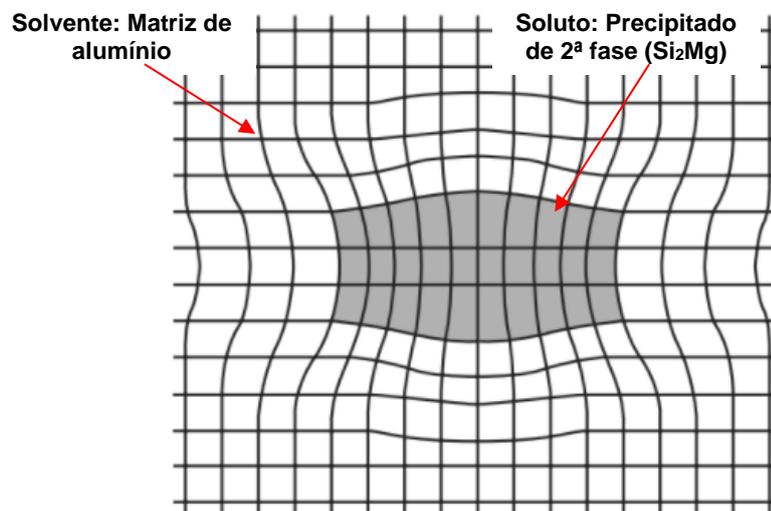


Figura 5 - Ilustração esquemática da geometria cristalina de uma zona de Guinier-Preston (G.P.)
Fonte: Adaptado de Shackelford, 6ª ed. [46].

Segundo Cheng, W., et al. [48], é importante destacar que o tratamento T6 pode levar à formação de nano-dimensões de precipitados na liga Al-Si-Mg, aumentando assim a sua resistência.

Essa melhora nas propriedades da liga, dá-se pelo endurecimento por precipitação pela adição de Mg na faixa de 0,3 a 0,7% em peso através dos nanos precipitados formados, bem como as tensões ao redor dos mesmos, impedindo o movimento das discordâncias aumentando a resistência da liga [49].

Segundo Smith [50], a Figura 6 representa a forma esquemática, a variação da resistência, em função do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante. Nesta representação, é possível associar as variações de resistência com as modificações de tamanho e distribuição que os precipitados sofrem ao longo do envelhecimento.

Segundo o autor, à medida que se tenham maiores tempos de envelhecimento, vão se formando precipitados cujo tamanho aumentam, e com isso aumentando também a resistência e a dureza da liga e diminuindo a sua ductilidade. A resistência máxima se consegue após determinado tempo de tratamento, porém, após esse ponto ocorre um decaimento das propriedades conhecido como superenvelhecimento.

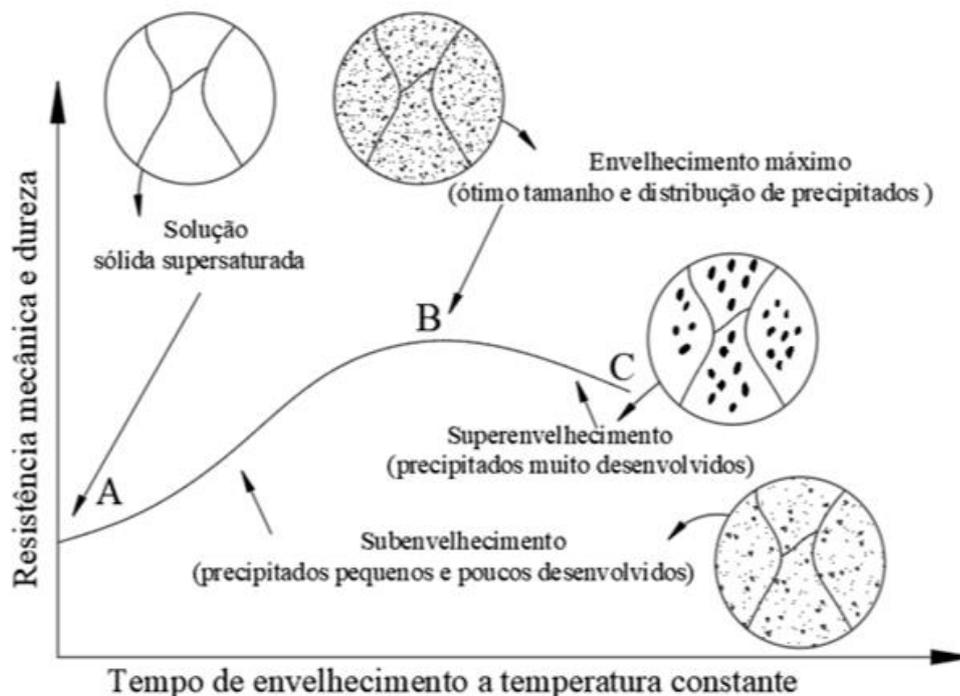


Figura 6 - Variação da resistência em função do tempo de envelhecimento e morfologia dos precipitados

Fonte: Adaptado de Smith [50].

Durante o tratamento térmico de solubilização as mudanças na morfologia eutética das partículas de Si ocorrem em três estágios: fragmentação, esferoidização e engrossamento, conforme Figura 7.

Quando as partículas de Si fundidas são mais finas e arredondadas em uma liga modificada com Sr, podem se tornar altamente esferoidais em comparação com aquelas em uma liga não modificada [51].

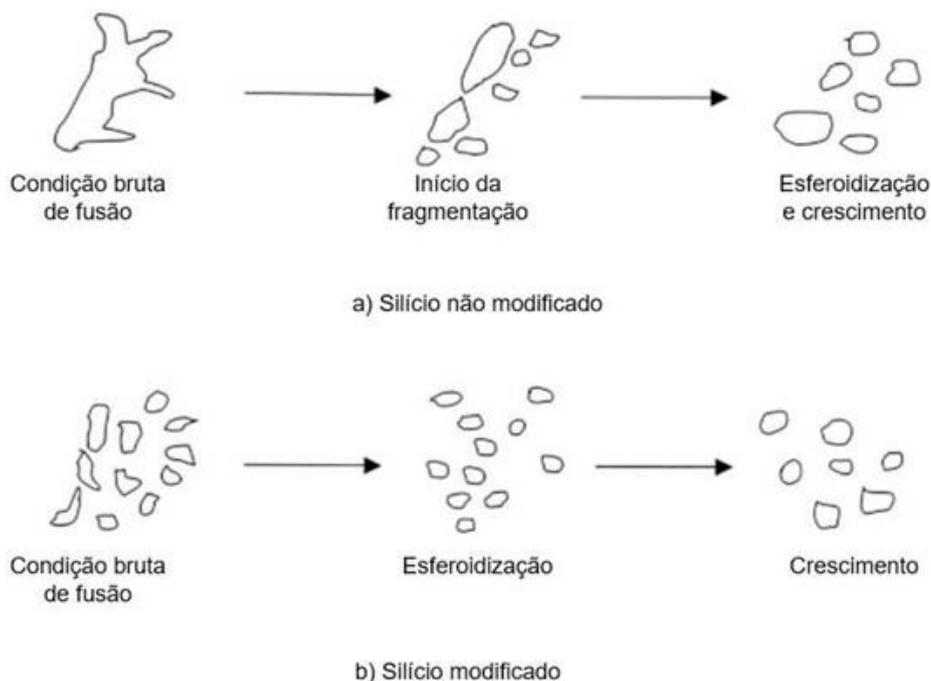


Figura 7- Transformação da fase eutética durante solubilização
 Fonte: Adaptado de S. A. Al Kahtani; H. W. Doty; F. H. Samuel, [51].

Durante o tratamento da solubilização o Si eutético é transformado para uma morfologia esferoidizada, migrando e alterando o equilíbrio da interface. Sabe-se que a migração do Si dos braços dendríticos resulta na formação de zonas livres de partículas e altera a forma/tamanho do Si eutético, conforme é possível observar na Figura 8. Sabe-se que a migração do Si dos braços dendríticos resulta na formação de zonas livres de partículas [52].

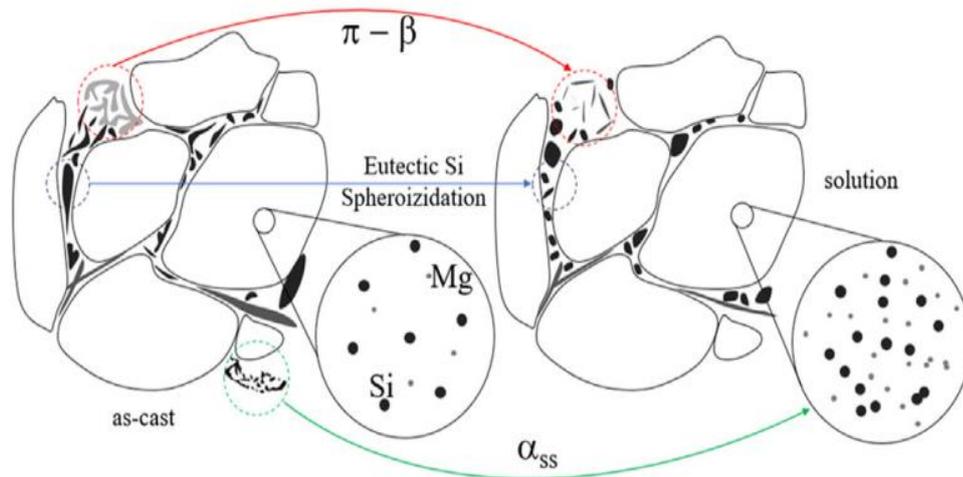


Figura 8 - Transformação microestrutural durante a solubilização do tratamento térmico T6.
 Fonte: Adaptado de V. H. Carneiro; H. Puga; J. Meireles [53].

No tratamento de envelhecimento a difusão de átomos é estimulada pela temperatura no envelhecimento artificial, possibilitando formação de precipitados maiores em comparação com ligas que envelhecem naturalmente [54].

A Figura 9 representa a deformação microestrutural geral em ligas A356 durante o tratamento de envelhecimento. Como os compostos intermetálicos, Si eutético e contornos de grão permanecem estáveis devido às temperaturas de envelhecimento artificial relativamente baixas. O endurecimento da liga até o pico de idade promove a inibição de deslocamentos das discordâncias [55].

Estudos sugerem que as zonas GP são inicialmente formadas após 40 minutos de tratamento de envelhecimento [55]. À medida que o tratamento de envelhecimento progride, aglomerados de átomos de Si e Mg se agrupam em zonas GP, iniciando a fase II (Fig. 10), onde os β'' coerentes metaestáveis nucleiam e crescem.

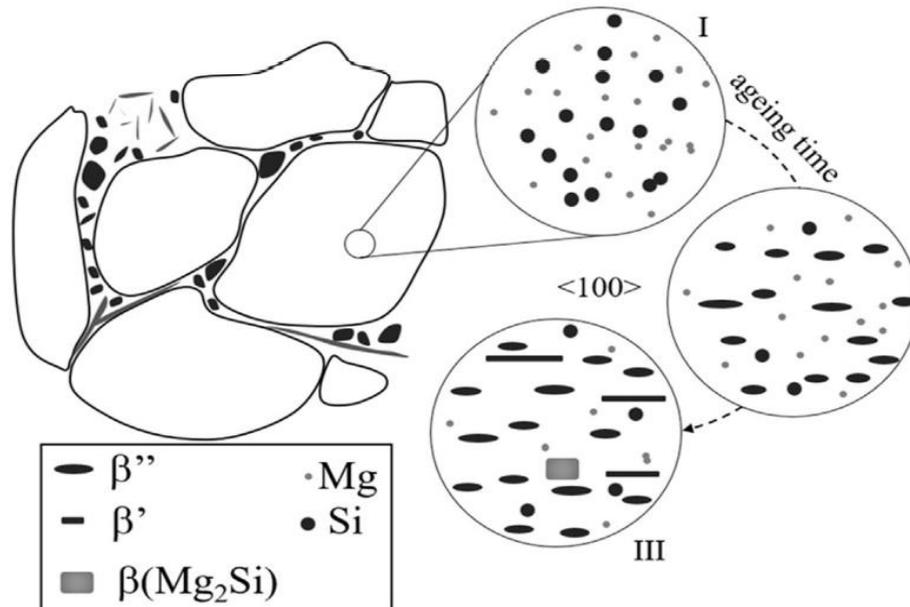


Figura 9 - transformação microestrutural durante o tratamento de envelhecimento.
Fonte: Adaptado de V. H. Carneiro; H. Puga; J. Meireles [53].

Na liga A356 o silício eutético está presente numa estrutura grosseira e em forma de agulha que reduz as propriedades mecânicas da liga, especialmente a ductilidade. Isso ocorre porque a morfologia do silício eutético tem um efeito significativo nas propriedades mecânicas da liga.

O silício eutético não esferiodizado se distribui desordenadamente ao redor da matriz de alumínio, divide seriamente a matriz de alumínio e, na borda da fase Si, rachaduras são facilmente formadas [56].

O processo de tratamento térmico T6, torna-se importante para manter a resistência à tração e o limite de escoamento e mantendo também a alta ductilidade. Assim, a resistência à tração da liga é aumentada pela precipitação de Mg_2Si , uma vez que restringem o movimento das discordâncias durante aplicação de tensão. O endurecimento por envelhecimento é o responsável pela transformação do silício eutético em partículas esféricas ou lamelar, conforme Figura 10 (a, b, c, d) [57]–[59].

A precipitação das partículas de Mg_2Si é atribuída à alta taxa de difusão de Mg na matriz de Al na temperatura de tratamento térmico de solubilização [2], [3]. Segundo Kahtani; Doty; Samuel [51], quando as ligas são modificadas durante o estado de fusão, especificamente por Sr, o processo de esferiodização do Si eutético é acelerado no tratamento térmico, podendo com isso obter-se redução no tempo de tratamento.

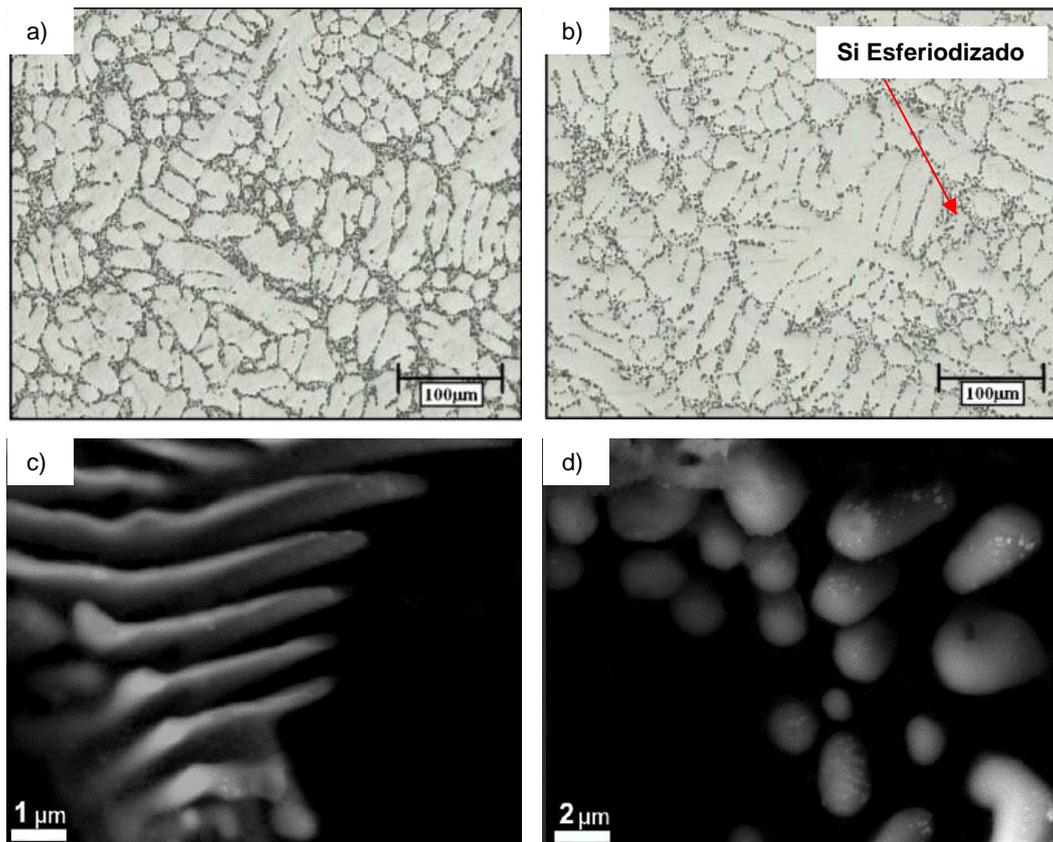


Figura 10 - Microscopia óptica - a) A356 (fundido), b) A356 (após tratamento térmico).
MEV - c) A356 (fundido), d) A356 (após tratamento térmico)
Fonte: a), b) Adaptado de Azadi; Shirazabad [57] ;c), d) Adaptado de Prach Olena [58]

3.2.1.3 Características microestruturais

A liga 356 possui diversos elementos que mediante tratamentos térmicos formam precipitados endurecedores como, por exemplo, o Mg_2Si , além das partículas de Si eutéticas [36].

Nestas ligas, a partir da condição metaestável de solubilização é realizado o tratamento térmico de envelhecimento, que pode ser feito à temperatura ambiente, envelhecimento natural ou então a temperaturas relativamente elevadas, envelhecimento artificial [49]. Nas duas formas o princípio consiste na precipitação de uma fase a partir da solução sólida supersaturada.

A fase eutética é parcialmente dissolvida na matriz após tratamento térmico, produzindo finas facetas nodulares de partículas de Si. É difícil identificar a variação examinando imagens de OM e distinguir a diferença na morfologia da fase eutética, pois todas as micrografias representam a forma idêntica das partículas de Si, conforme observado na Figura 11 [60].

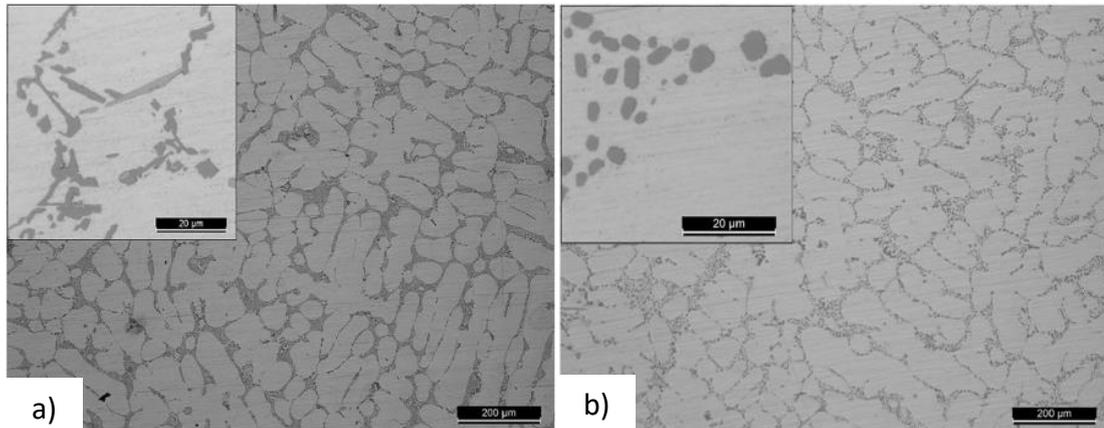


Figura 11 – Microscopia óptica. a) Fundido, b) T6
Fonte: Adaptado de V. H. Carneiro; H. Puga; J. Meireles [53].

Segundo Fiocchi; Tuissi; Biffi, [61] durante a solubilização das ligas alumínio-silício contendo magnésio, a dissolução do magnésio nos compostos intermetálicos ocorre em maior quantidade que a dissolução dos outros elementos.

Assim, no estado T6 a concentração de magnésio nas dendritas de alumínio é bem maior do que na condição bruta de fusão (BF), resultando no aumento na quantidade dos precipitados Mg_2Si tipo (β'), que são os principais responsáveis pelo aumento da dureza da matriz da liga A356.

Segundo Ascenção, J. C. H. [62] o efeito de tratamento térmico de solubilização, tem como função dois aspectos a nível de microestrutura:

- Dissolver o Mg e o Si na matriz de alumínio;
- Permite a “modificação térmica” do silício eutético.

Com o aumento do tempo ou temperatura de solubilização ocorre o aumento da área média, comprimento e circularidade das ramificações de silício eutético, tornando a microestrutura com uma morfologia equivalente à de uma estrutura com agentes de modificação e por consequência, melhora as propriedades mecânicas da liga [63].

O tratamento térmico proporciona várias mudanças microestruturais que incluem homogeneização, melhor distribuição de elementos de liga e dissolução de fases solúveis com Si e Mg e esferoidização de partículas eutéticas, obviamente resulta em uma notável melhora nas propriedades mecânicas [63].

Quando a liga é modificada com Sr, o silício se desintegra em pequenas esferas sob a influência da tensão superficial com maior facilidade. Os “ramos” do silício os corais podem ser simplificados vistos como cilindros interconectados com raio q que se transformam em uma fileira de equidistantes esferas, conforme visto na Figura 12 [64].

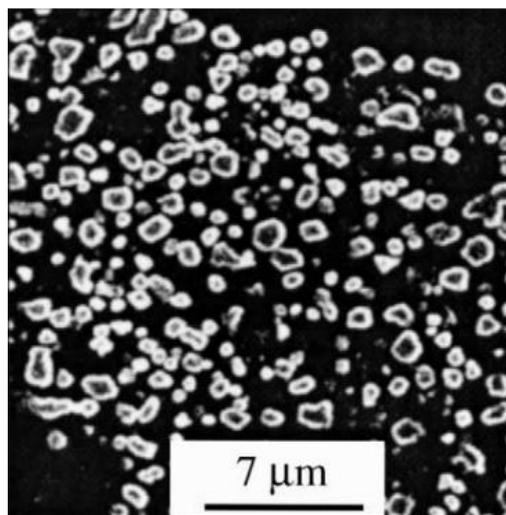


Figura 12 - Esferoidização de Si em uma liga A356 modificada com Sr.
Fonte: Adaptado de: E. Ogris; et al. [64].

É mostrado que o tratamento com solubilização é capaz de aglomerar com sucesso as partículas eutéticas de Si devido à autodifusão e interdifusão de Si na interface Si-Al de acordo com um mecanismo de Ostwald [65]. É possível observar as variações na fração de área do Si-eutético e SDAS após o tratamento da solubilização específico e envelhecimento artificial em relação as amostras no estado bruto de fusão, conforme mostrado na Figura 13.

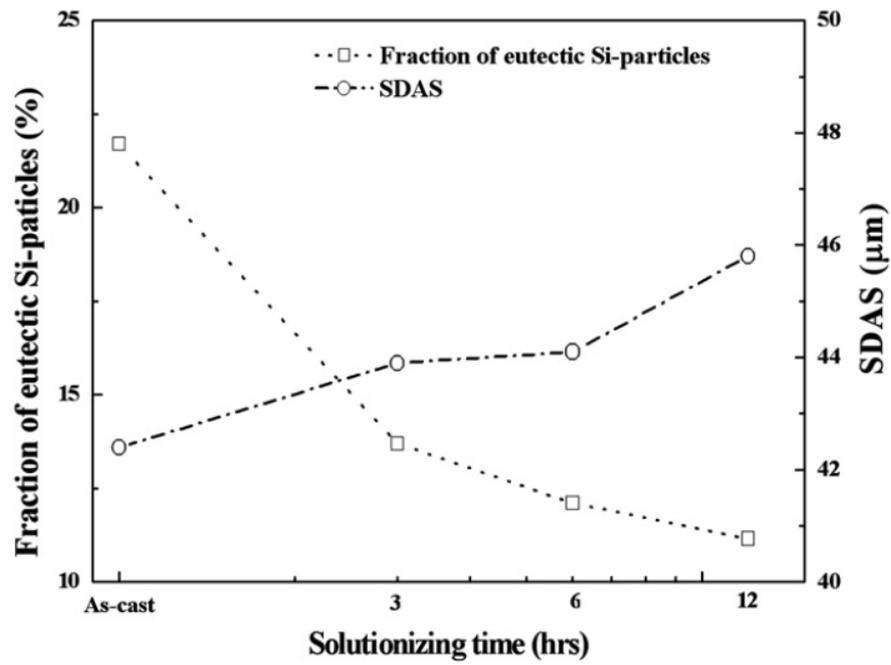


Figura 13 - Variações nas frações dos valores de Si-eutético e SDAS
Fonte: Adaptado de Lee [66].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este tópico apresenta uma descrição geral da pesquisa desenvolvida que se iniciou com o estudo preliminar do comportamento mecânico da liga de alumínio Al-7%Si-0,35Mg (A356), utilizada na fabricação de suspensão dianteira para motocicletas de baixa, média e alta cilindradas.

Utilizou-se inicialmente as técnicas experimentais como análise química da liga, ensaio de dureza Vickers, convertida para Rockwell B, ensaio de tração a temperatura ambiente, aonde verificou-se o comportamento de algumas propriedades após redução no tempo de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

Após os estudos preliminares, houve uma abordagem para verificação do comportamento microestrutural e físico-químico através de técnicas como microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia de energia dispersiva (MEV/EDS), difração de raio X (DRX) e ensaio de impacto Charpy.

O estudo nas instalações na empresa Hitachi Astemo Manaus Chassis Systems Ltda, localizada no polo industrial de Manaus – AM, multinacional de origem japonesa com sua matriz no Japão, a empresa passou a iniciar seu trabalho de instalação no Brasil a partir do convite do seu maior cliente, também instalado em Manaus.

A empresa Hitachi Astemo Manaus Chassis Systems Ltda nasceu em janeiro de 2021 da fusão de 4 grandes empresas, *Hitachi Automotive Systems*, *Showa Co. Kenhin Co.* e *Nissin Kogyo*, e foi constituída em 16 de novembro de 1981.

Possui uma área de 100.403,18m², sendo 37.248,65m² de área construída, dividida entre vários processos de fabricação como fundição, tratamento térmico de ligas de alumínio (T4 e T6), tratamento térmico de aços (têmpera e revenido), usinagem, tratamentos de eletrodeposição (Ni+Cr) tratamento térmico de desidrogenação, pintura eletrostática e montagem.

4.1 Material

A liga de alumínio A356 utilizada neste trabalho foi submetida a um espectrômetro de emissão óptica (Shimadzu, PDA-7000, Japão), aonde foram realizadas 5 leituras, conforme procedimentos da norma ASTM E 1251-17 [67]. A Tabela 2 a composição química recomendada para a liga ser utilizada no processo de fundição.

Tabela 2 - Composição química da liga de alumínio (fração de massa, %).

Liga	Cu	Si	Mg	Zn	Mn	Fe	Ti	Ni	Pb	Cr
Al-7%Si-0,35Mg	0.10	6.5 –	0.25 –	0.10	0.10	0.2	0.2	0.05	0.05	0.05
(Padrão)	máx.	7.5	0.45	máx.						

Fonte: Specification Al Castings GDC/LPDC- 28109-AAZ-10 [68].

4.2 Processo de Fundição

O processo produtivo na confecção dos componentes foi realizado em fundição por gravidade (*Gravity Die Cast – Fundição por gravidade*) em molde permanente e macho de areia. Após a solidificação da peça foi realizado o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

Na fusão da liga de alumínio foi utilizado um forno elétrico a arco (GNV, Shine Grand Industrial, Taiwan) com capacidade de 2t e produção entre 400-500kg/h e apresenta as zonas de fusão, conservação e cadinho. O forno também é equipado com desgaseificador giratório para alumínio, (Modelo: ECO-DES TORRE FIXA, DJ Fornos, Brasil) o qual tem a função de remover o hidrogênio dissolvido no banho metálico para não ocasionar defeitos como microbolhas, por meio do método *Foundry Degassing Unit - FDU* [69]. Na Tabela 3 encontra-se os parâmetros de processo do forno de fusão durante o processo.

Foi adicionado a liga fundida um refinador de grão Al-5Ti-B, (Alfa Trend), com proporções entre 0,3%-0,5% em peso da liga. Também foi adicionado fluxos escorificantes (NaCl-KCl) (Alfa Trend) à superfície da liga líquida para formar uma escória de impurezas que sobem para superfície do banho metálico.

Em seguida houve adição de Al-10% Sr a uma proporção de 200 ppm, visando modificação modificador transforma a estrutura acicular do silício eutético em uma morfologia fibrosa obtendo-se ganho nas propriedades mecânicas [70].

Em seguida a liga de alumínio foi vazado em um molde metálico (coquilha), sem refrigeração, conforme mostrado nas Figuras 14a e 14b. Pela Figura 14a observa-se o desenho da coquilha para processo de GDC, aonde a parte verde representa os canais de alimentação e massalote, a rosa o amortecedor lado direito e azul amortecedor lado esquerdo. Já a Figura 14b observa-se a peça obtida após o processo de fundição e a localização de remoção para fabricação dos corpos de prova. A Tabela 3 mostra os parâmetros do processo durante o vazamento da liga de alumínio e fabricação da suspensão dianteira para motocicleta de 300cc.

Tabela 3 - Parâmetros de processo de fundição GDC.

Equipamento	Parâmetros	Especificação
Forno de fusão	Temperatura da câmara de fusão	1200 °C (máx.)
	Temperatura da câmara de conservação	1200 °C (máx.)
	Temperatura no cadinho (no ponto de vazamento)	710 – 750 °C
	Pressão do nitrogênio (N) para desgaseificação	3 – 10 bar
	Vazão do nitrogênio (N) para desgaseificação	5 - 15 L/min.
	Rotação do tratador de desgaseificação	260 – 320 rpm
Molde metálico	Temperatura do molde	360 – 420 °C
	Tempo de vazamento	30 – 40 s
	Tempo de solidificação	130 – 150 s

Fonte: Specification Al Castings GDC/LPDC- 28109-AAZ-10 [68].

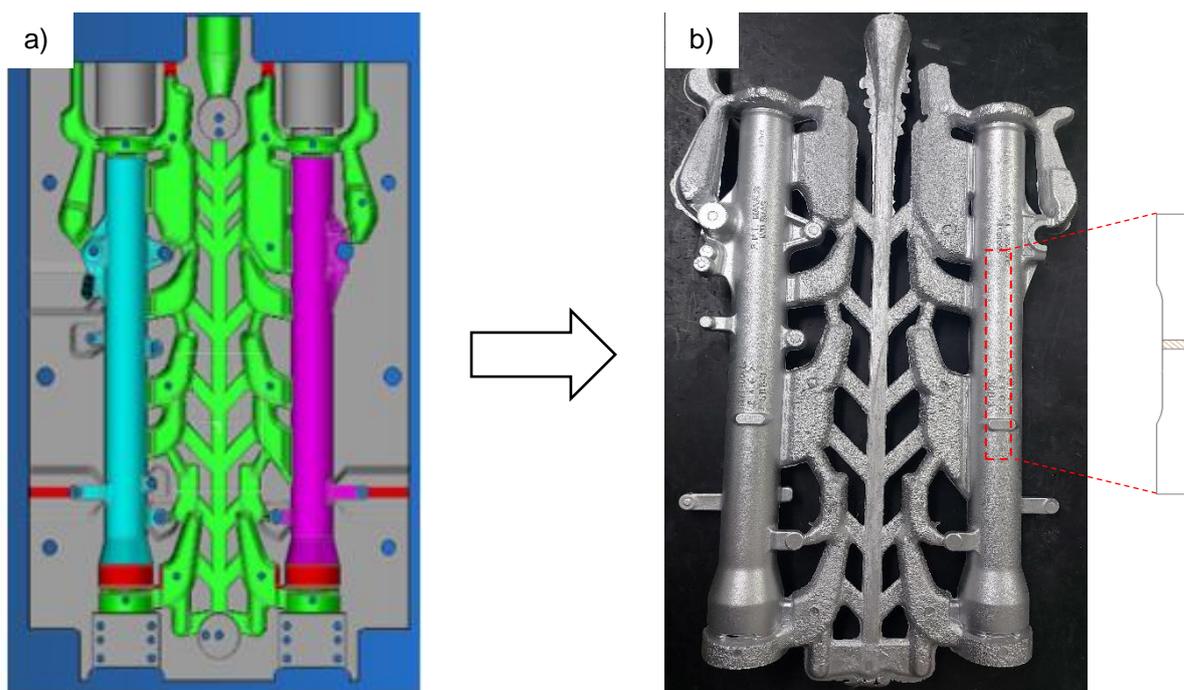


Figura 14 - (a) Esquema do molde metálico utilizado, (b) Peça obtida a partir da qual foi confeccionado as amostras para os ensaios mecânicos.

Fonte: Próprio autor, 2021.

4.3 Processo de Tratamento Térmico

O tratamento térmico das amostras foi realizado em forno de resistência elétrica (109/07, Sauder, Brasil) com circulação de ar e potência 718 kW, adotando-se de processamento automático.

O monitorado da temperatura foi realizado através de 16 sensores termopar tipo K com precisão de $\pm 1^\circ\text{C}$ (CS-13, Ecil, Brasil) instalados diretamente nas peças de alumínio e controlador de temperatura para armazenamento dos dados (6100-A, ECIL, Brasil), conforme mostrado pelas setas amarelas na Figura 15 (a) e (b).

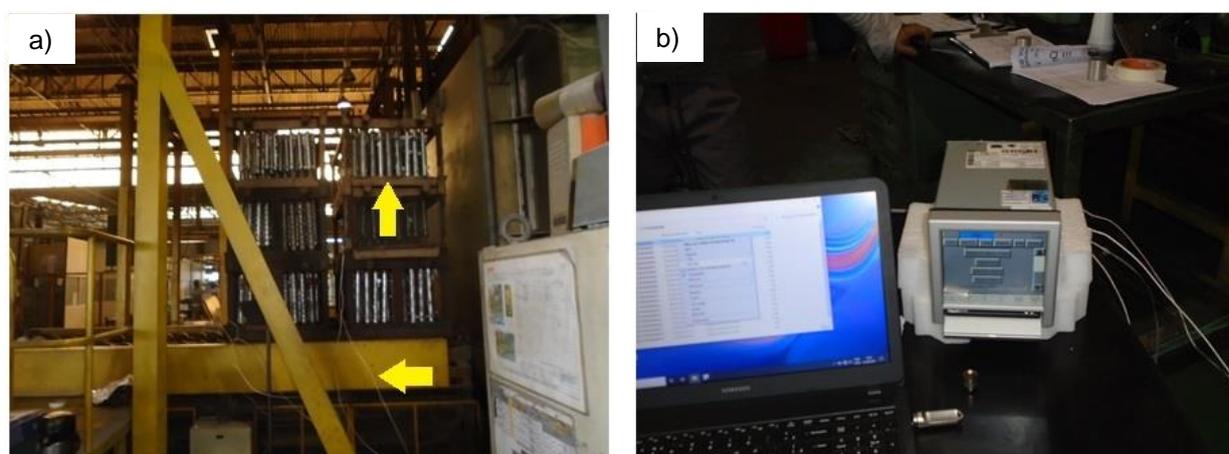


Figura 15 - (a) Distribuição dos termopares nas peças para tratamento térmico. (b) acompanhamento dos parâmetros de tratamento térmico.

Fonte: Próprio autor, 2022.

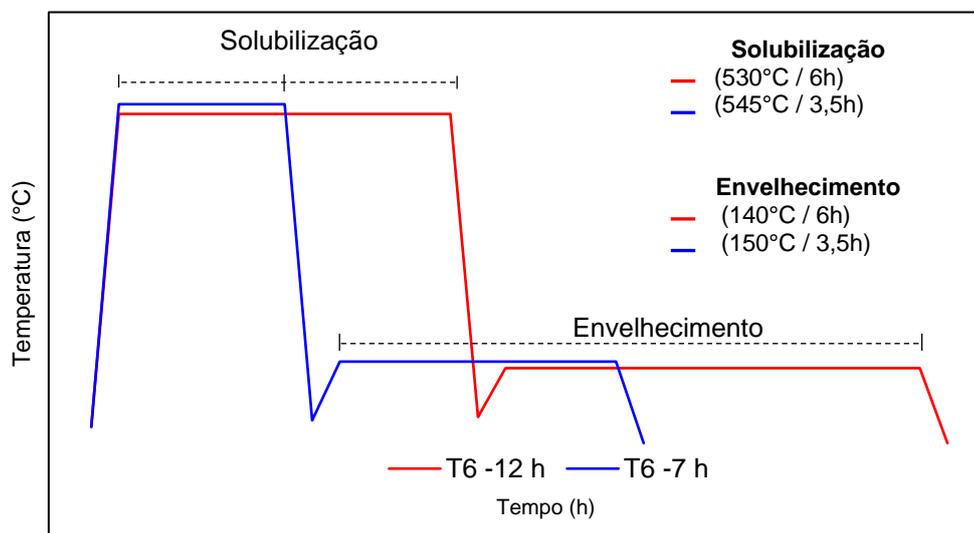
Foram realizados diferentes tratamentos térmicos T6 designados pelas indicações T6-12 e T6-7 nos parâmetros conforme Tabela 4. Observa-se na Figura 16 os gráficos referentes às condições de tratamento utilizadas.

De acordo com a norma ASTM B917 (*Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes*) [71] os intervalos de tempo para tratamentos térmicos são bastante amplos. Normalmente, ligas modificadas e estruturas com espessuras finas, requerem tempos de tratamento térmico mais curtos e com um pequeno acréscimo na temperatura, porém sempre dentro da especificação ($540^\circ\text{C} \pm 5^\circ$ para solubilização e $155^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ para envelhecimento artificial).

Tabela 4 - Especificação dos diferentes tempos de tratamento térmico (T6) realizados

Tipo de Tratamento	Etapas	Especificações
T6-12h (Padrão)	Solubilização	530°C ±5°C / 6h
	Resfriamento em água	65°C ±15°C
	Tempo de resfriamento em água	6 min. ±1min.
	Envelhecimento artificial	140°C ±5°C / 6h
T6-7h (Após redução no tempo)	Solubilização	545°C ±5°C / 3,5h
	Resfriamento em água	60°C ±10°C
	Tempo de resfriamento em água	6 min. ±1min.
	Envelhecimento artificial	150°C ±5°C / 3,5h

Obs.: Para cada tratamento de solubilização realizado, o forno foi pré-aquecido até temperatura estabelecida e mantido por 1,5 h antes de adicionar as amostras em seu interior.



Fonte: Próprio autor, 2022.

Figura 16 - Condições de tratamento térmico T6 aplicadas neste estudo.

4.4 Caracterização Microestrutural

Evolução da microestrutura e microdureza em função dos processos de tratamentos térmicos foram investigadas. Foi realizado o processo metalográfico das amostras e ataque químico em solução de Keller (HF + HCl + HNO₃) por 30s, tanto na amostra sem tratamento (F), quanto nas amostras com as duas condições de tratamentos térmicos.

As análises micrográficas, conforme norma ASTM E 3-17 [72]. As mostras foram utilizadas para se obter a morfologia e os microconstituintes (metalografia) que compõem cada liga e os efeitos do tratamento térmico na microestrutura das mesmas.

Foi utilizado um Microscópio Óptico (CX31, Olympus, Japão). Posteriormente, as amostras foram observadas usando microscópio eletrônico de varredura (MEV) com espectroscopia de energia dispersiva – EDS (Jeol JSM IT 200, Jeol, Japão). As investigações de MEV foram conduzidas para analisar o efeito na microestrutura após redução no tempo tratamento térmico T6.

Após o teste de tração, os corpos de prova com falha foram protegidos e limpos para observação em MEV ao longo de seções transversais, a fim de estudar o comportamento da fratura. Foi usando um microscópio eletrônico de varredura (Jeol JSM IT 200, Jeol, Japão) com uma tensão de aceleração de 20 kV equipado com um detector de EDS.

Para investigação das fases presentes nas amostras sem tratamento, com diferentes tratamentos, utilizou-se para o referido estudo a Difração de raio-X (XRD), no qual foi usando o difratômetro de raios X (XRD-7000, Shimadzu, Japão) usando radiação K-alfa Cu ($\lambda = 512,8 \text{ nm}$), corrente e tensão padrões de 30kV e 40mA, com ângulos 2θ incidindo entre 20 e 90 graus.

4.5 Caracterização mecânica

Foi utilizada uma máquina para ensaio de microdureza Vickers (HM100, Mitutoyo, Japão), modelo, com objetiva 50X. O indentador na forma de uma pirâmide quadrada com um ângulo de 136° entre as faces opostas. As medições foram realizadas sob uma força de 0,5 kgf de acordo com a norma ISO 6507-1 [73].

Os testes de tração foram realizados em temperatura ambiente, de acordo com a norma JIS Z 2241:2020 [74]. Foi utilizado uma máquina universal de ensaios eletromecânica (5582, Instron, USA), devidamente calibrada, conforme ISO 7500-1 [75], capacidade da célula de carga: 10 kN, classe 0,5 e um extensômetro (Tipo C, Instron, USA) eletrônico com capacidade de 2,5 mm, classe C.

Os testes foram realizados a uma temperatura de $23 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, velocidade de 20 $\text{MPa}\cdot\text{s}^{-1}$. Os resultados dos testes foram submetidos aos cálculos através do software Bluehill Universal e foram adotados a estimativa da incerteza de medição de acordo com JCGM 100:2008 [76]. As amostras foram usinadas de acordo com as dimensões

da Figura 17. Pela figura observa-se as dimensões seguintes: largura W_2 : 12 mm, região de fixação na máquina de ensaio, R : 15 ± 5 mm é o raio para que não ocorra concentração de tensão, comprimento útil L_0 : 45 mm, largura W : $8 \pm 0,5$ mm e espessura t : 4 mm, podendo ser até espessura mínima de 2mm.

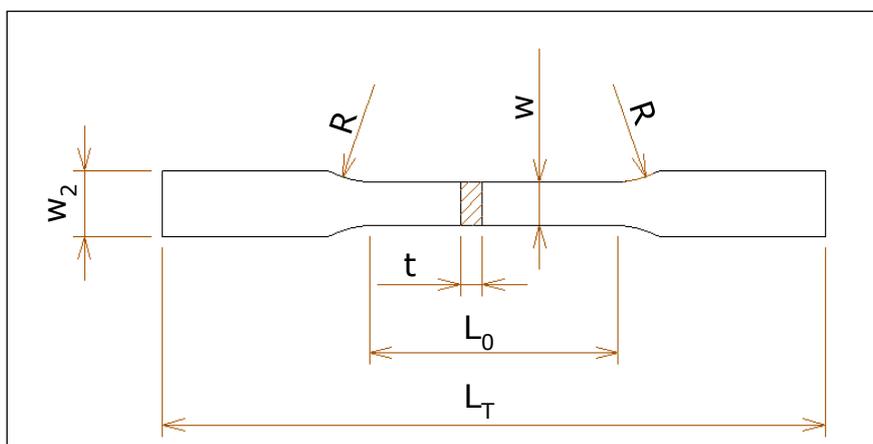


Figura 17 - Corpo de prova para ensaio de tração, conforme: JIS Z 2241:2020 [74].

Para estudar os efeitos da redução do tempo de tratamento térmico T6 na propriedade de impacto, foi realizado o ensaio de resistência ao impacto da liga foi determinada usando Charpy sem entalhe, conforme norma JIS Z 2242:2018 [77]. Foram retiradas 5 amostras em cada condição de tratamento térmico (T6) e amostra sem tratamento (F), nas dimensões 4X10X55 mm. O teste foi realizado utilizando uma máquina com pêndulo (CEAST 9050, Instron, USA), capacidade máxima de 50J e velocidade de impacto de 5,6m/s.

4.6 Planejamento experimental dos resultados

O planejamento experimental pretendeu enunciar as questões sobre os resultados das propriedades de tração, dureza, Chapy e medição dos precipitados.

A análise de variância (ANOVA), ao nível de 5% de significância foi utilizada para avaliar as afirmações sobre os resultados por meio do aplicativo computacional software Minitab 19.1, a fim de verificar se existe diferença significativa entre as médias e se os fatores exercem influência em alguma variável dependente.

Utilizou-se o teste Tukey para avaliar a magnitude destas diferenças, pois permite que todas as comparações de tratamento possíveis sejam feitas dois a dois.

O método Tukey, especifica-se que todo o conjunto de comparação deve ter uma taxa de erro de 0,05 equivalente a um nível de confiança simultâneo de 95%.

Numa segunda etapa, através do software Minitab 19.1, utilizou-se análise de agrupamentos, também conhecida como *clusters analysis*, como objetivo agrupar as variáveis, conforme a sua proximidade e características comuns, buscando mostrar a homogeneidade dentro dos grupos e heterogeneidade entre os grupos. Consistem em transformar um conjunto de variáveis originais em um pequeno número de combinações lineares, os chamados componentes principais, de dimensões equivalentes, e com propriedades importantes.

Adota-se de uma classificação multivariada, que visa agrupar os dados de acordo com as semelhanças entre eles, tanto em variáveis quanto por observações (entre os experimentos). É importante destacar que na análise de cluster o INPUT das informações são variáveis quantitativas e o OUTPUT os cluster que representam variáveis qualitativas.

Um conceito fundamental é a escolha de um critério que meça a distância entre dois objetos, ou que quantifique o quanto eles são parecidos, esta medida é chamada coeficiente de dissimilaridade (quanto maior o valor, maior a diferença entre os objetos), já nos critérios de similaridade, quanto mais próximo de 100, maior a semelhança.

Para as análises de agrupamento das observações (0h; 12h; 7h de tratamento T6), adotou-se como método de ligação a média dos resultados normalizados, para medida de distância adotou-se a Euclidiana quadrática. Já para análise de agrupamento das variáveis, adotou-se como método de ligação a média dos resultados normalizados e medidas de distâncias por correlação [78].

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química da liga A356

Na tabela 5 são apresentados os resultados da composição química da liga encontrada durante análise de espectrometria de emissão óptica. É possível observar que embora a liga padrão A356 não tenha especificação de Estrôncio (Sr), as ligas utilizadas nesta pesquisa utilizaram esse modificador do eutético [79].

As amostras utilizadas nas duas condições de tratamento térmico foram analisadas separadamente com objetivo de verificar se os elementos químicos responsáveis pelo endurecimento da liga Si-Mg [48] encontravam-se dentro do padrão.

Tabela 5 - Composição química da liga obtida

Liga	Cu	Si	Mg	Zn	Mn	Fe	Ti	Ni	Pb	Cr	Sr
A356 (Padrão)	0.10 máx.	6.5 – 7.5	0.25 – 0.45	0.10 máx.	0.10 máx.	0.2 máx.	0.2 máx.	0.05 máx.	0.05 máx.	0.05 máx.	-
A-356 (T6 – 12h)	0.0113	6.8638	0.2659	0.004	0.0021	0.1049	0.1177	0.0012	0.0041	0.0001	0,0178
A-356 (T6 – 7h)	0.0127	6.7965	0.2871	0.005	0.0033	0.1211	0.1087	0.0016	0.0034	0.0006	0,0165

5.2 Caracterização microestrutural

5.2.1 Análise de fases presentes

A Figura 18 (a-f) mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica e MEV na condição bruta de fusão e nas diferentes condições de tratamento térmico T6 (12h e 7h). É possível observar a fase primária mais clara (Al α – dendritas), além da fase Si-eutético, mais escuro, de formas fibrosas são uniformemente distribuídas em torno do dendrítico α -Al primário. Também é possível observar pequenas fases intermetálicas.

A Figura 18 (a; d), mostra em microscopia óptica e MEV as fases presentes na estrutura bruta de fusão, sem qualquer alteração proveniente a tratamento térmico. Já a Figura 18 (b, c, e, f), mostram microestruturas aonde é possível observar no Si-eutético uma mudança notável na morfologia das partículas aciculares grosseiras, vista na Figura 18 (a; d), até partículas refinadas fragmentadas mais ou menos

esferoidizadas, ocorrência devido ao tratamento térmico T6 [36], [60], [80], sejam nas condições de 12h de T6, Figura 18 (b; e) ou nas condições de 7h de T6, Figura 18 (c; f), onde foram significativamente diferentes em comparação com amostra fundida, enquanto o Si-eutético mudaram para uma forma globular.

Segundo Paray [81], a esferoidização dos ramos de Si-eutético ocorrem em duas fases. Na primeira fase de fragmentação, inicialmente ocorre um estrangulamento das partículas de Si e, na segunda fase, separam-se em segmentos fragmentados subsequentemente são convertidos em esferas. Pelas microestruturas, é evidente que, um grande número de partículas de Si são mais ou menos esferoidizadas e ainda um número considerável de partículas tem a forma de bastão.

Conforme mostrado na Figura 18 (b, c, e), é confirmada a presença dos intermetálicos ricos em Fe em forma de agulha em todas as condições tratadas termicamente, o que pode afetar as propriedades mecânicas, especialmente a ductilidade, são reduzidas significativamente [59], [82].

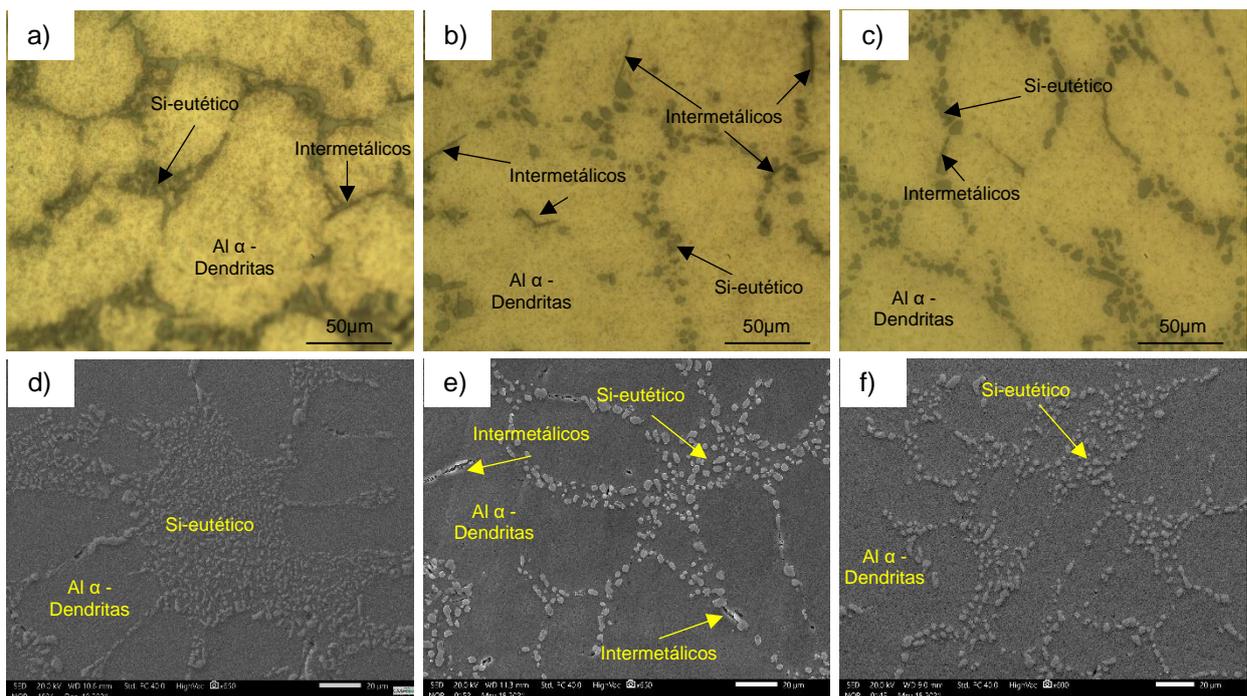


Figura 18 - Microestruturas da liga A356: (a–c) Micrografias ópticas e (d–f) Imagens de MEV. (a, d) imagens no estado bruto de fusão (ST), (b, e) representam amostras tratadas com tempo de 12h e (c, f) representam amostras tratadas com tempo de 7h.

Conforme mostrado nas Figuras 19 e 20, através da análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), observa-se a microestrutura no estado bruto de fusão aonde foi confirmada como Si-eutético na forma acicular na matriz de

predominantemente composta de Al α (dendritas). Também se observou pequenas quantidades de titânio (Ti). É visto que o elemento agregado rico em Ti nas regiões de análise EDS, deve-se porque as amostras contêm refinador de grãos à base de titânio. A possível fase intermetálica pode ser TiAl $_3$, que é o principal composto dos refinadores de grão para ligas de alumínio [83].

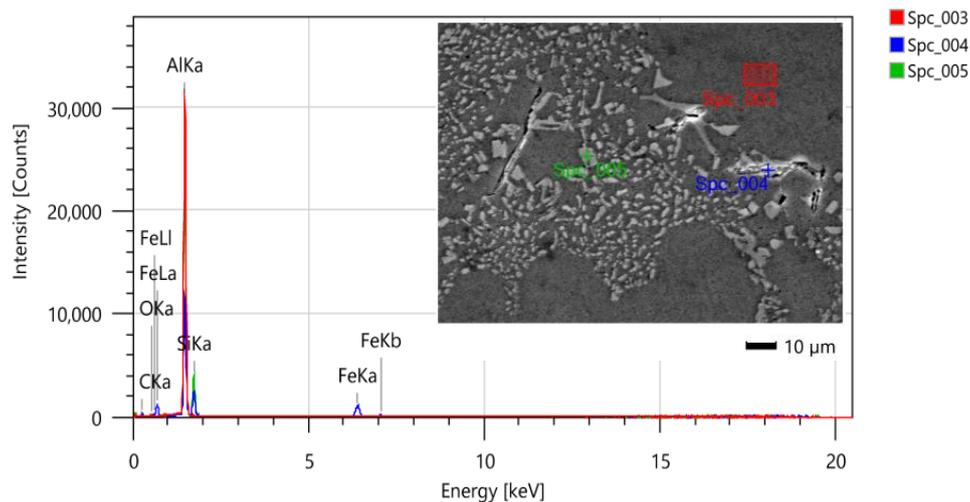


Figura 19 - A micrografia MEV/EDS da amostra sem tratamento térmico para identificação de fases presentes.

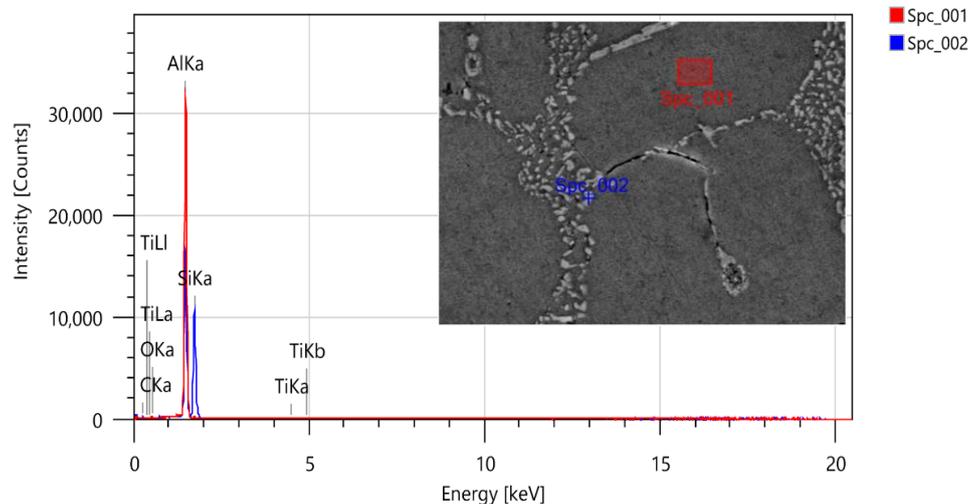


Figura 20 - A micrografia MEV/EDS da amostra sem tratamento térmico para identificação de fases presentes.

Nas Figura 21 e 22 é possível observar as amostras após serem submetidas a tratamento térmico T6 de 12 h e 7h respectivamente. É possível observar que as fases presentes nas micrografias são as mesmas encontradas na amostra da Figura 19, ou seja, matriz composta de Al- α (dendritas) e Si-eutético, porém com modificações morfológicas devido ao tratamento térmico [53].

Na Figura 21 o tratamento térmico realizado foi de solubilização a 530°C/6h e envelhecimento artificial a 140°C/6h, totalizando 12h de ciclo. Já na Figura 22 ocorreu uma redução no tempo total de tratamento térmico, aonde a solubilização foi realizada a 545°C/3,5h e envelhecimento artificial a 150°C/3,5h.

As análises de EDS realizadas partículas eutéticas evidenciam a presença de uma quantidade não desprezível de ferro além de Al e Si. O precipitado de fortalecimento em ligas Al-Si-Mg é Mg₂Si foram observados nas amostras. Tem o papel no aumento das propriedades mecânicas para as amostras tratadas termicamente [11]. Foi evidenciado alguns Al₂O₃ existem na superfície das amostras após corrosão [84], conforme indicado na Figuras 19-22.

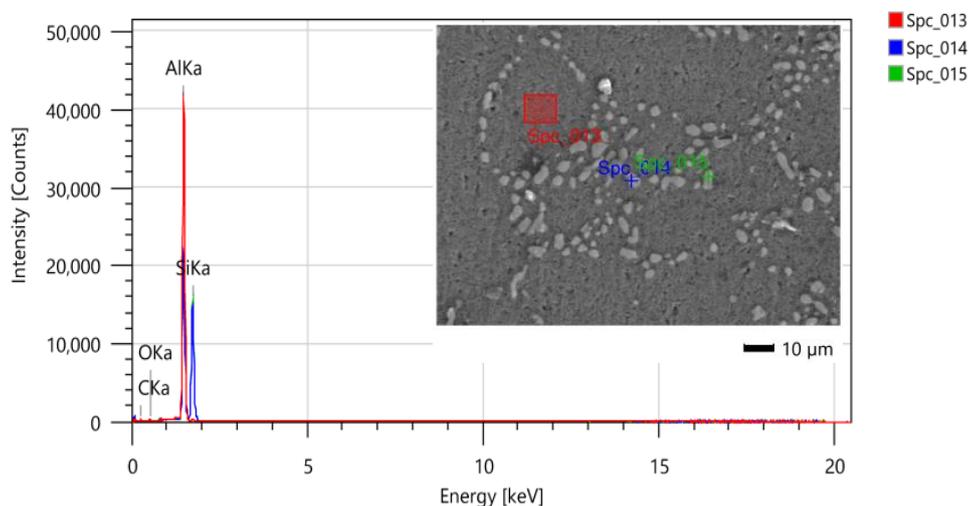


Figura 21 - A micrografia MEV/EDS da amostra com tratamento térmico T6 de 12h para identificação de fases presentes.

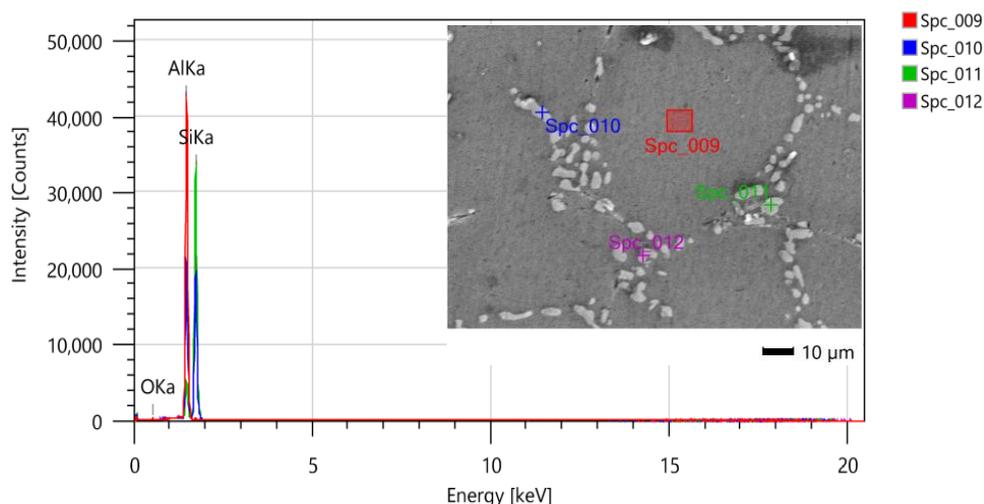


Figura 22 - A micrografia MEV/EDS da amostra com tratamento térmico T6 de 7h para identificação de fases presentes.

5.2.2 Efeito do tratamento térmico T6 na microestrutura

É possível verificar na Figura 23 o diâmetro médio do Si eutético e a evolução da esferoidização para amostra no estado bruto de fusão (0h) e as duas condições diferentes de tratamento térmico (12h e 7h).

Amostra fundida com 0h de T6 mostram os maiores diâmetros eutéticos modificados de Si (4,02 μm). Já as amostras nas duas condições de tratamento térmico (12h e 7), apresentaram (2,79 μm) e (3,32 μm) respectivamente. Os dados da medição são possíveis verificar através da Tabela 6.

É possível observar na Figura 23 (a-b) a estrutura no seu estado bruto de fusão, sem tratamento térmico, e com o Si eutético de forma acicular. Essa característica de forma não grosseira ou fibrosa é proveniente de agentes modificadores adicionado à liga, especificamente o Estrôncio (Sr) na proporção 200 ppm [85].

Também é possível verificar através da Figura 23 (c-d) e (e-f) as microestruturas provenientes dos dois diferentes tempos de tratamento térmico T6, 12h e 7h respectivamente, aonde observa-se a esferoidização do Si eutético.

Segundo estudo realizado por Carneiro; Puga; Meireles [53] é possível verificar que o tratamento de solubilização e envelhecimento é capaz de aglomerar com sucesso o Si eutético partículas devido à autodifusão e interdifusão de Si na interface Si-Al.

Segundo Ram; Chattopadhyay; Chakrabarty [63] A esferoidização das partículas de Si foi relatado para ocorrer em dois estágios consecutivos. Na primeira fase de fragmentação, ocorre inicialmente a estrangulamento das partículas de Si e, posteriormente, separar em segmentos. A segunda resulta em refinamento de tamanho de partícula e segmentos subsequentemente fragmentados são convertidos em esferas.

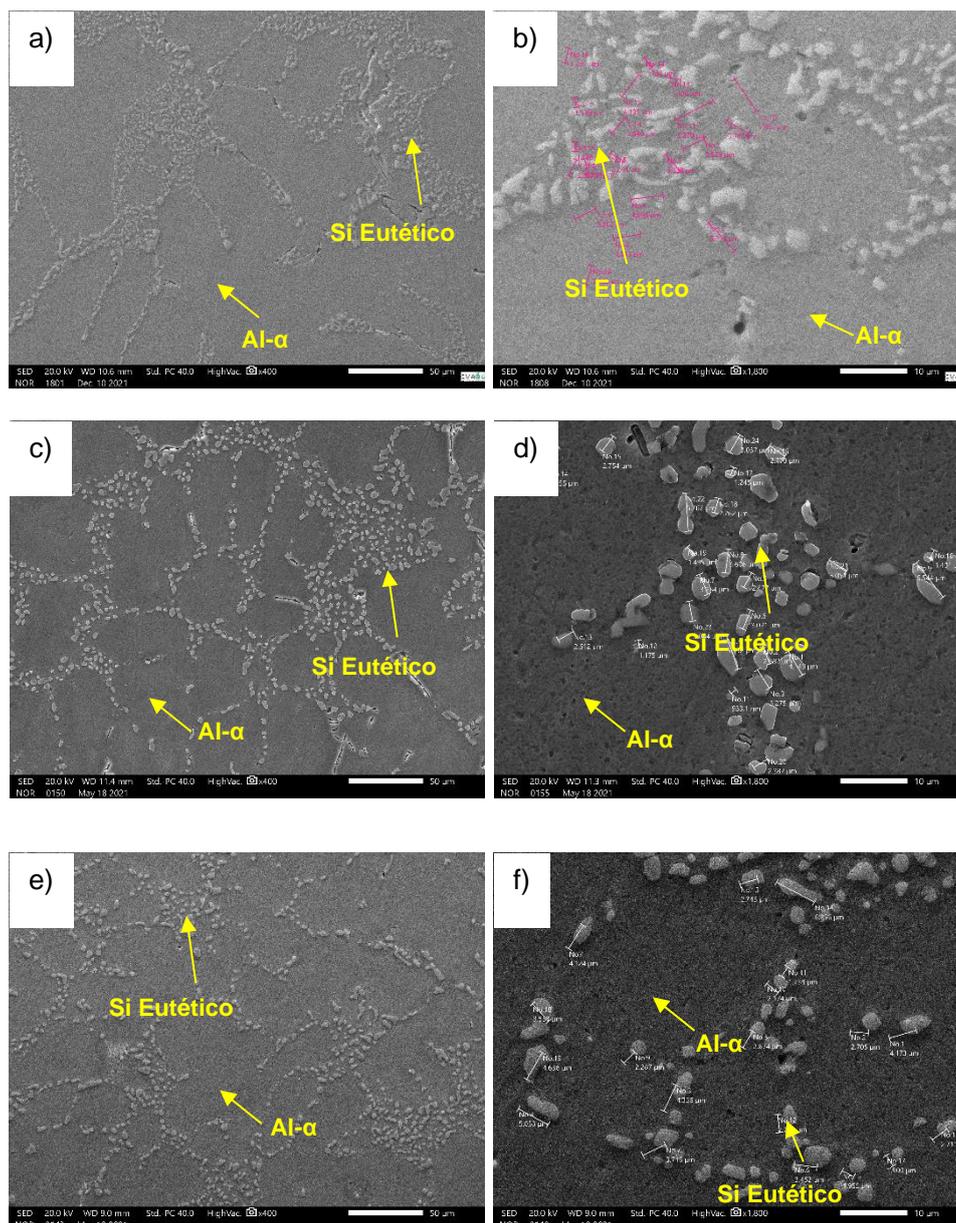


Figura 23 - Imagens MEV com medição do Si Eutético. a-b) Estado bruto de fusão, c-d) Tratamento T6 de 12h, e-f) Tratamento T6 de 7h

Tabela 6 - Resultados nas medições do Si Eutético

Fator	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	19	4,021	1,657	(3,355; 4,688)
12h	19	2,794	1,432	(2,128; 3,461)
7h	19	3,325	1,226	(2,659; 3,992)

Desv. Pad Combinado = 1,44

Através dos resultados encontrados na Tabela 7, é possível verificar que análise de variância (ANOVA) realizada mostra uma diferença significativa nas

médias das medições do Si eutético. O valor-p encontrado é igual a 0,040, ou seja, valor $\leq 0,05$ (nível de significância).

Tabela 7 - Análise de variância para medição do Si eutético

Fonte	GL	SQ Seq	Contribuição	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	2	14,39	11,26%	14,39	7,193	3,43	0,040
Erro	54	113,36	88,74%	113,36	2,099		
Total	56	127,75	100,00%				

α – Nível de significância = 0,05

O teste Tukey foi realizado, com 95% de confiança, visando estudo estatístico nas medições do precipitado de Si eutético para avaliar a magnitude dessas diferenças analisando agrupamentos de dois em dois. A Tabela 8 nos mostra a diferença nas medições das amostras sem tratamento e com tratamento. Através do teste é possível verificar a diferença nos resultados de medição dos precipitados (Si eutético) para amostras sem tratamento e com tratamento.

Tabela 8 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para medição dos precipitados

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
7h – 0h	-0,696	0,470	(-1,829; 0,437)	-1,48	0,308
12h – 0h	-1,227	0,470	(-2,360; -0,093)	-2,61	0,031
12h - 7h	-0,531	0,470	(-1,664; 0,603)	-1,13	0,500

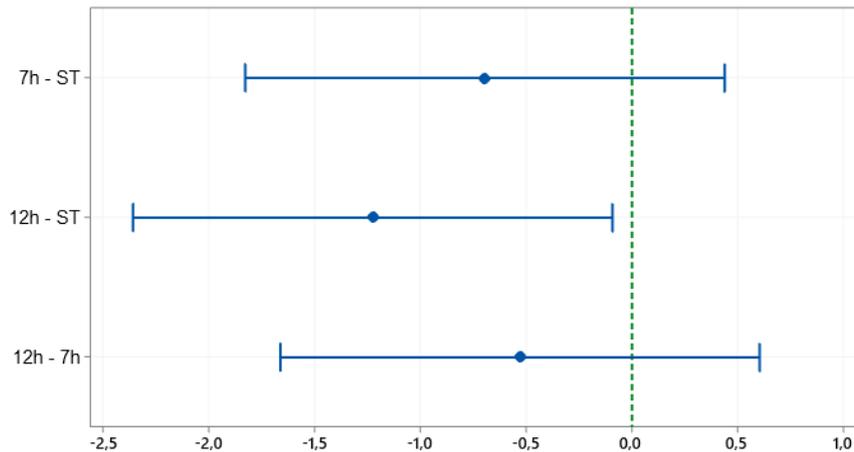
Nível de confiança individual = 98,07%

Na Figura 24 é possível visualizar essas diferenças encontradas para medição do Si eutético, porém, de forma estatísticas através do teste de Tukey. Quando comparado as amostras de 7h e 0h a diferença entre as médias ficou em -0,696 com valor de $p= 0,308$. Estudo de Ibrahim, et.al. [86] afirmaram que a fragmentação do silício acicular é facilitada pelo tratamento prévio com Sr, de modo que o silício fibroso eutético resultante seria esferoidizado em menor tempo.

Na comparação dos resultados 12h e 0h de tratamento T6, é observado a maior diferença (-1,227) com $p= 0,031$. Estudos encontrados na literatura [38], [39], [87], [88], corroboram na explicação da diferença estatisticamente significativa entre as

dimensões do Si eutético da amostra sem tratamento (ST) e com tratamento (12h), pois ocorre o refinamento ou esferiodização da fase de siliceto de magnésio (Mg_2Si).

A diferença entre amostras de 12h e 7h de tratamento, é possível evidenciar diferença de (-0,531) com $p= 0,500$. Os estudos realizados por Abdulwahab e Mørtzell [88], [89] corroboram para explicar a diferença estatística significativa entre as amostras. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, a dureza aumenta até o de pico de dureza.



Se um intervalo não contiver o zero, as médias correspondentes serão significativamente diferentes.

Figura 24 - Teste de Tukey. Diferença de médias na medição do Si eutético, intervalo de confiança de 95%

5.2.3 Análise microestrutural por DRX

As análises de Difração de Raio X (DRX), teve a finalidade de avaliar se houve ou não mudanças estruturais de forma qualitativa e como essas alterações podem influenciar no desempenho das propriedades mecânicas dos materiais. Inicialmente, foi observado na Figura 25 que as amostras sem tratamento térmico, tratada termicamente por 7 horas e tratada termicamente por 12 horas obtiveram aspectos de picos de similares de Al, Si, Sr, AlSr, SiAl e Mg_2Si . A Figura 25 está de acordo com a ficha cristalográfica JCPDS N° 01-1180, relatados nos estudos de Mishra *et. al* [90].

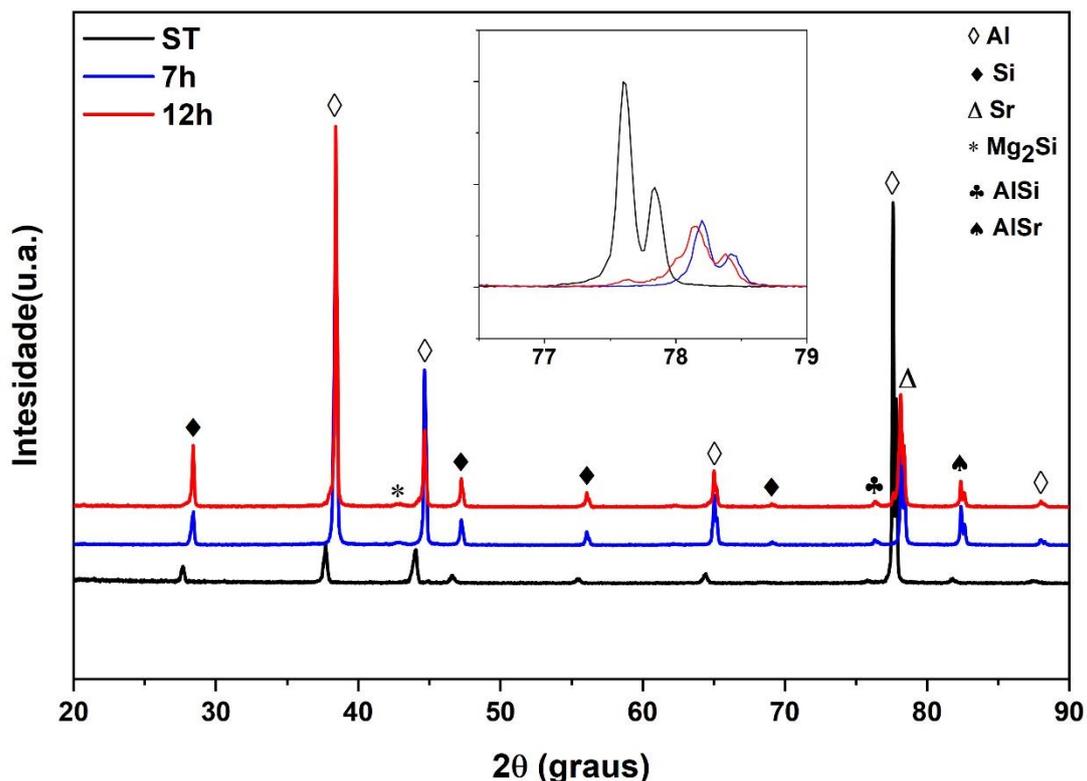


Figura 25 - Padrões de difração de raios-x das amostras sem tratamento, 12h e 7h de tratamento térmico T6.

Foi possível observar que as amostras que passaram por tratamento térmico obtiveram um leve deslocamento à direita, quando comparado com a amostra não tratada. De acordo com Mishra et al.; Lu [90] [91], essas alterações são relacionadas às microtensões na estrutura, esse fenômeno ocorre devido a condição térmica em que o material foi submetido. Tais características, são comuns em ligas de alumínio, já que informam que há formações de fases microestruturais [91].

Pela análise, observamos que os picos de Al e Si das amostras tratadas termicamente ficam mais intensos, essas intensidades são atribuídas as formas intermetálicas formadas oriunda do tratamento térmico [90] [92], essas observações também são corroboradas com as análises já feitas nesse estudo via microscopia óptica e MEV.

Ainda ao observarmos ocorre a formação do Mg_2Si , notamos que a mesma só é possível de ser formada via tratamento térmico, sendo que a intensidade dos picos para as amostras de 7 e 12 horas são semelhantes, essas formações possibilitam melhoras na dureza dos materiais [90], [92], [93]. Essa propriedade também já foi vista no presente trabalho, ainda ressaltamos que na amostra de 7 horas, o pico de $2\theta = 65^\circ$, tem maior intensidade ao comparar com amostra de 12 horas.

O intermetálico SiAl, tornou-se mais evidente nas amostras tratadas, confirmando que ocorreram a difusão nos materiais submetidos termicamente, possibilitando melhoramento de nas propriedades mecânicas [90], [93]–[96]. Ainda ao observamos os difratogramas, dos picos $2\theta = 77,5$ e $78,5^\circ$ dos materiais que correspondem aos deslocamentos do Al e Sr, nessa ordem, notamos que as suas intensidades diminuíram com os tempos de tratamentos empregados no estudo, sendo que tais comportamentos indicam a existências de processos de difusionais, tais processos ajudam nas alterações mecânicas dos materiais [92], [93], [95].

Pelas análises estruturais via DRX, auxiliaram a ter o entendimento de como as fases intermetálicas e suas ocorrências proporcionam melhoras nas propriedades mecânicas estudadas nessa dissertação.

5.3 Caracterização mecânica

5.3.1 Ensaio de dureza

Os resultados mostrados na Figura 26 revelam os valores médios e distribuição dos valores de dureza encontrados nas amostras sem tratamento térmico (0h), com 12h de tratamento T6 e amostra com 7h de tratamento T6. É possível evidenciar um aumento significativo nessa propriedade em função dos tratamentos térmicos realizados.

Para Yildirim e Ozyurek [35] a dureza de ligas de Al-Si-Mg, após aplicação de tratamento Térmico T6, pode chegar a ser 2,5 vezes maior do que a dureza apresentada pelo mesmo material no estado bruto de solidificação.

De acordo com a norma ASTM B108 (*Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings*) [97] é recomendado uma dureza mínima para a liga A356 (liga comercial de Al-Si-Mg) após tratamento térmico T6 de aproximadamente 37 HRB ou outros valores conforme projeto aplicado.

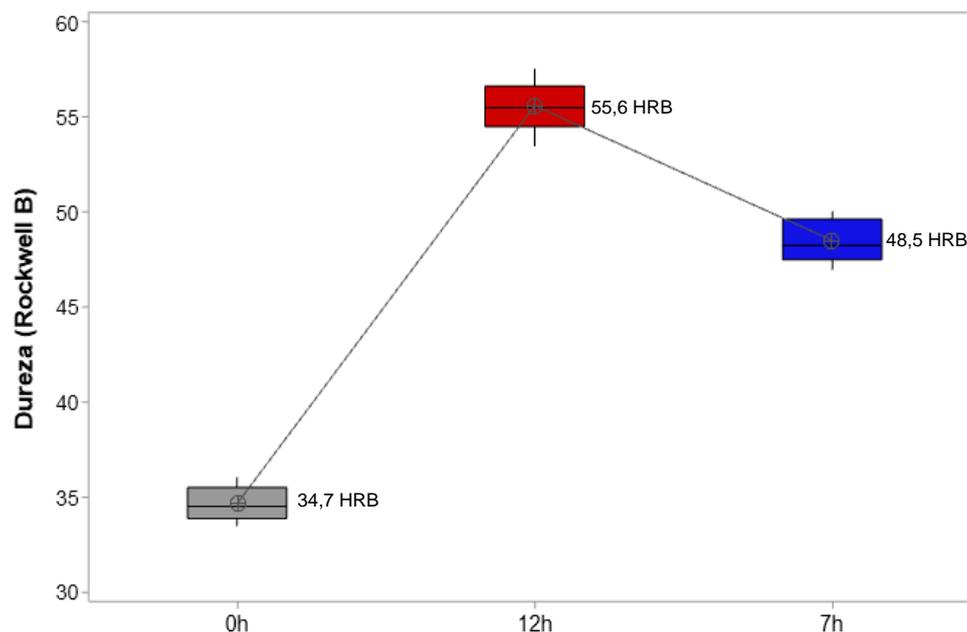


Figura 26 - Boxplot para comportamento de dureza da liga A356.

Através dos resultados encontrados na Tabela 9, é possível verificar que análise de variância (ANOVA) realizada mostra uma diferença significativa nas médias das medições de dureza HRB. O valor-p encontrado é igual a 0,000, ou seja, valor $\leq 0,05$ (nível de significância).

Tabela 9 - Análise de variância para medição de dureza

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	2	2270,45	1135,23	975,37	0,000
Erro	27	31,43	1,16		
Total	29	2301,88			

α - Nível de significância = 0,05

O teste Tukey realizado, com 95% de confiança, comprova estatisticamente a diferença de dureza das amostras sem tratamento e com tratamento, conforme observado na Tabela 10. Quando comparado as amostras de 0h e 12h a diferença entre as médias ficou em 20,95 e quando comparado amostras de 0h e 7h a diferença ficou em 13,85.

Através dessas diferenças estatísticas encontradas nas comparações é possível constatar que houve alteração na propriedade de dureza nas amostras analisadas.

Tabela 10 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para Dureza

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor- T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	20,950	0,482	(19,753; 22,147)	43,42	0,000
7h - 0h	13,850	0,482	(12,653; 15,047)	28,71	0,000
7h - 12h	-7,100	0,482	(-8,297; -5,903)	-14,72	0,000

Nível de confiança individual = 98,04%

O comportamento de dureza e outras propriedades mecânicas de As ligas Mg–Si, Mg–Si–Al e Al–Mg–Si são devidas ao comportamento de precipitação e decomposição de um sólido supersaturado solução de partículas finas durante o processo de difusão que ocorre durante o tratamento térmico de precipitação (T6) [13]. Através dessas diferenças estatísticas encontradas nas comparações 12h – 0h e 7h – 0h, é possível constatar que houve alteração na propriedade de dureza nas amostras analisadas.

O estudos realizados por M. Abdulwahab e E. A. Mørtzell [88], [98] corroboram para explicar a diferença estatística significativa entre as amostras de 12h e 7h de tratamento T6, conforme é possível observar na Figura 27. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, a dureza aumenta até o de pico de dureza para a liga, caracterizado pelo superenvelhecimento.

Um ponto importante observado nesta pesquisa através do DRX, é a formação do composto Mg₂Si, que possibilita melhoras na dureza e amostra de 7 h teve maior intensidade em comparação com amostra de 12 h.

Ainda segundo o autor, o aumento da dureza após durante envelhecimento artificial, dá-se através de uma microestrutura refinada pelo tratamento térmico em uma dispersão fina de fases de fortalecimento de Mg₂Si.

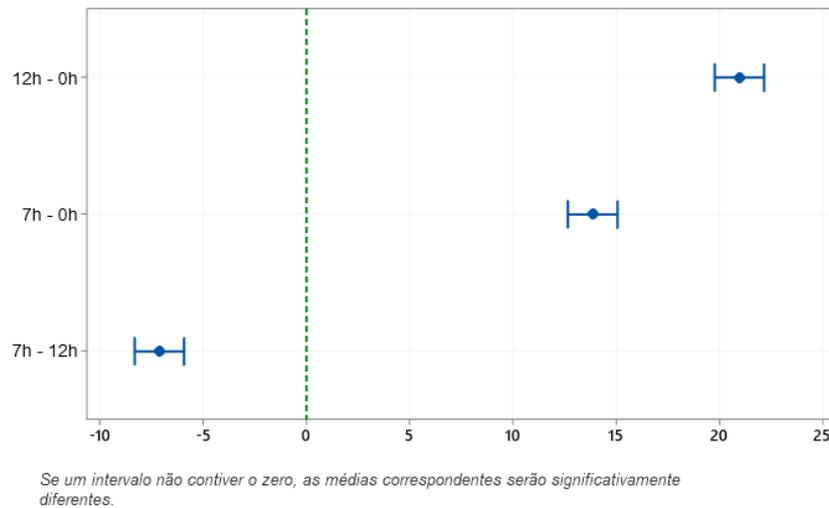


Figura 27 - Teste de Tukey. Diferença de médias na medição de dureza (HRB), intervalo de confiança de 95%

A dureza aumentada após tratamento indica uma estrutura esferodizada de partículas de silício na matriz de alumínio e os tamanhos de grão são menores e coerentes com a matriz. Os átomos de soluto formam aglomerados que servem como barreira ao movimento de deslocamento e, portanto, a maior dureza foi obtida [99]–[102].

Através da Figura 28 é possível observar uma correlação entre o comportamento de dureza e dimensional do Si eutético nas amostras com as diferentes condições de tratamentos térmicos (0h; 12h; 7h) estudadas até o presente momento.

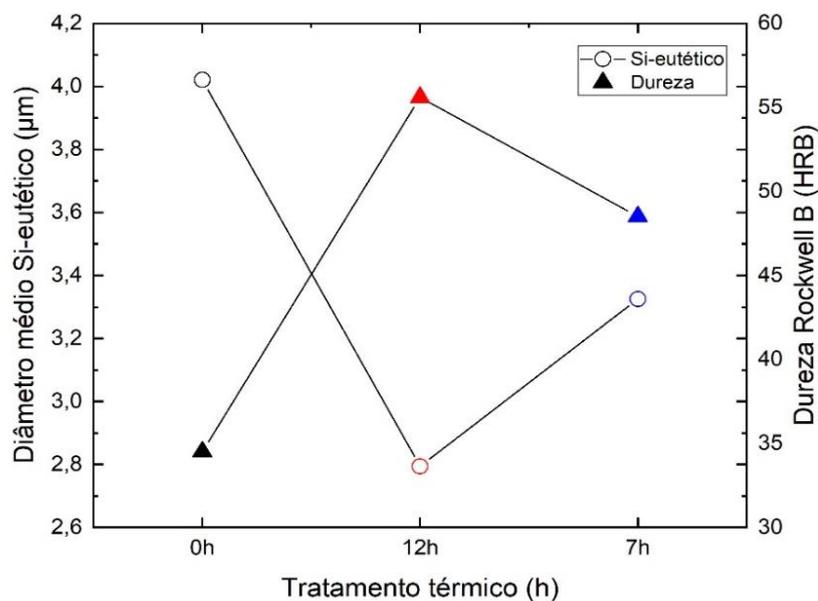


Figura 28 - Correlação entre diâmetro do Si-eutético e dureza

5.3.2 Ensaio de impacto

A Figura 29 mostra a resistência ao impacto das amostras através da energia absorvida (J). A amostra sem tratamento térmico T6 (0h) tem o valor mais baixo de energia absorvida no ensaio, com média de (4,9 J).

Quando comparado com as amostras nas diferentes condições de tratamento térmico T6, observa-se que para tratamento de 12h o valor médio ficou em (9,8 J) e as amostras com tratamento T6 de 7h o valor de energia absorvida ficou em (8,9 J)

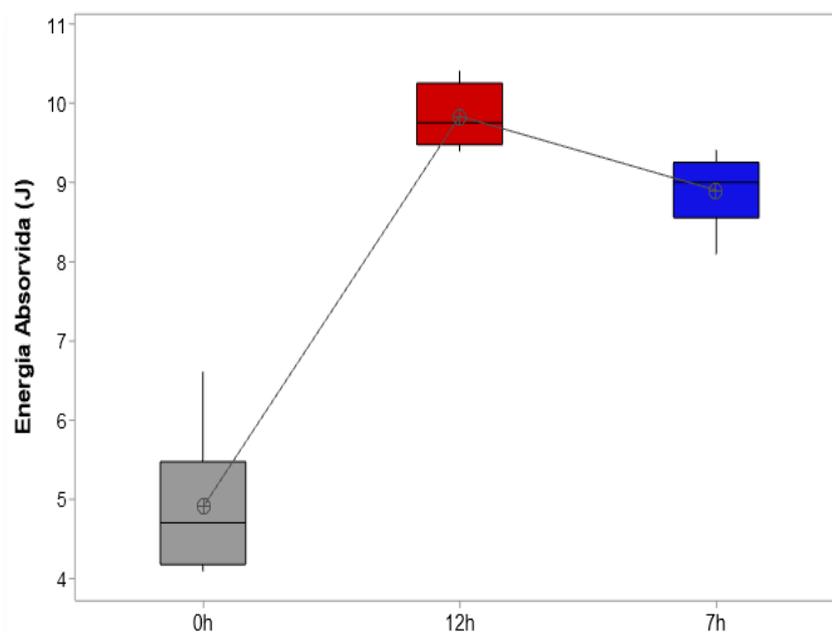


Figura 29 - Boxplot para resistência ao impacto das amostras

É possível constatar que o processo de tratamento térmico T6 resulta em um aumento considerável na energia total absorvida para os dois experimentos analisados em comparação com a amostra no estado bruto de fusão (0h). Observou-se que após tratamento térmico houve um aumento na resistência ao impacto de aproximadamente 53%, quando se compara com amostra sem tratamento.

Através dos resultados encontrados na Tabela 11, é possível verificar que análise de variância (ANOVA) realizada mostra uma diferença significativa nas médias das medições de resistência ao impacto. O valor-p encontrado é igual a 0,000, ou seja, valor $\leq 0,05$ (nível de significância).

Tabela 11 - Análise de variância para medição de resistência ao impacto

Fonte	GL	SQ Seq	Contribuição	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	2	82,41	92,86%	82,418	41,2089	97,60	0,000

Erro	15	6,33	7,14%	6,333	0,4222
Total	17	88,75	100,00%		

α – Nível de significância = 0,05

Foi realizado o teste Tukey a 95% de confiança, onde podemos evidenciar a diferença estatística entre as amostras do ensaio de Charpy, conforme observado na Tabela 12.

Quando comparado as amostras de 12h-0h, ou seja, 12h de tratamento T6 e amostra sem tratamento 0h, a diferença entre as médias ficou em 4,93 e valor-p (0,000), evidenciando uma diferença estatisticamente significativa, pois valor-p < nível de significância (0,05).

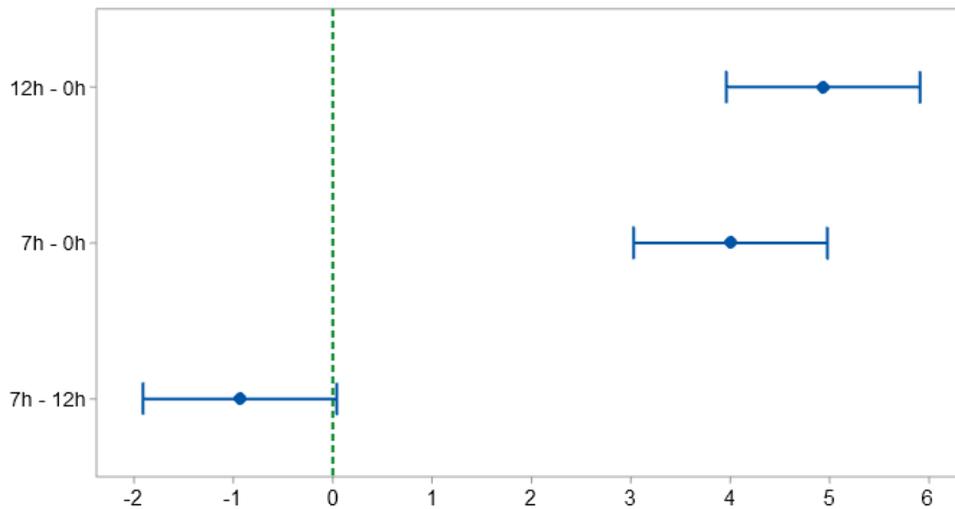
Entre as amostras com 7h-0h a diferença entre as médias ficou em 4,00 e o valor-p (0,000), novamente demonstrando uma diferença estatisticamente significativa entre as médias, pois valor-p < nível de significância (0,05).

Quando analisamos as médias entre as amostras 7h-12h, a diferença ficou em -0,93 e valor-p (0,061), demonstrando que não houve diferença estatisticamente significativa entre as médias, pois o valor-p > nível de significância (0,05). Através da Figura 30 é possível observar que os dois experimentos (7h-12h) foram os únicos aonde o intervalo de confiança conteve o zero.

Tabela 12 - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias para Charpy

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor- T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	4,93	0,375	(3,960; 5,907)	13,15	0,000
7h - 0h	4,00	0,375	(3,026; 4,974)	10,66	0,000
7h - 12h	-0,93	0,375	(-1,907; 0,040)	-2,49	0,061

Nível de confiança individual = 97,97%



Se um intervalo não contiver o zero, as médias correspondentes serão significativamente diferentes.

Figura 30 - Teste de Tukey. Diferença de médias no ensaio Charpy, intervalo de confiança de 95%

Através da Figura 31 é possível observar uma correlação entre o comportamento da energia absorvida e dimensional do Si eutético nas amostras com as diferentes condições de tratamentos térmicos (0h; 12h; 7h). Constatou-se que alterações microestruturais como esferoidização do Si-eutético possuem uma relação inversamente proporcional a energia absorvida (J).

A resistência ao impacto sobre influência direta quando as partículas de Si-eutético sofrem modificação, sejam através dos agentes modificadores ou através de tratamentos térmicos [103]–[105].

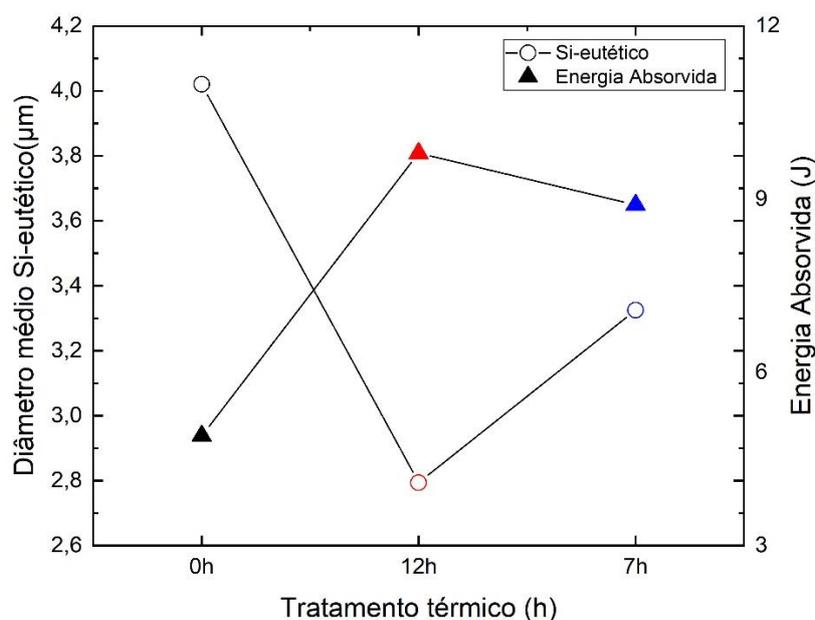


Figura 31 - Correlação entre diâmetro do Si-eutético e energia absorvida

5.3.3 Ensaio de tração

A fim de avaliar as propriedades de tração dos experimentos 12h, 7h e 0h de tratamento térmico T6, foram realizados ensaio de tração com parâmetros de ensaio descrito anteriormente, conforme observado na Figura 32.

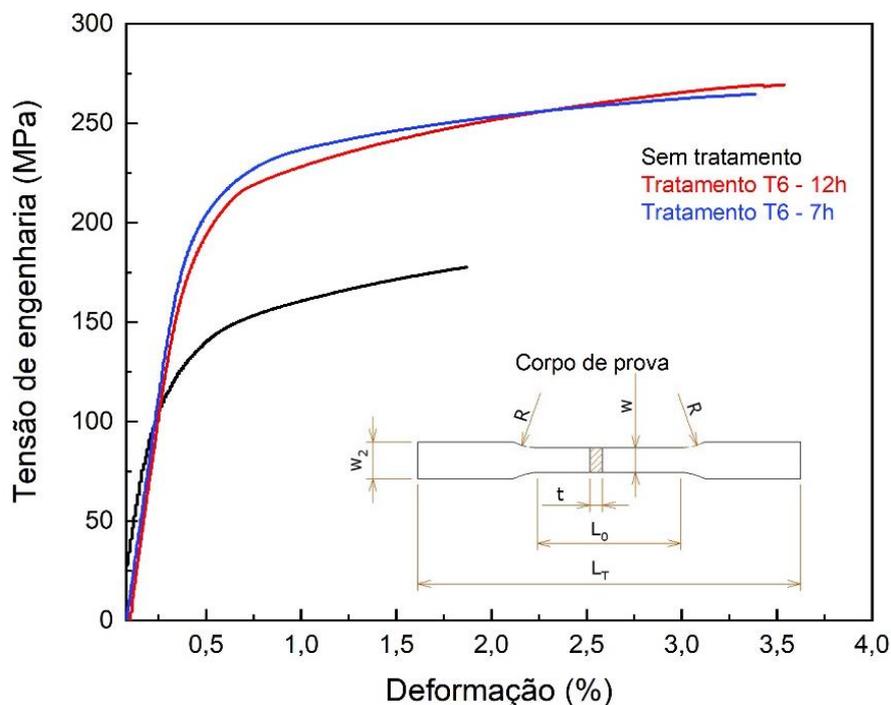


Figura 32 - Curvas de tensão vs deformação de engenharia

Verificou-se aumento nas propriedades de limite de escoamento, resistência à tração e alongamento (%), quando comparados com amostra sem tratamento, mesmo com tempos de tratamento diferentes 12h e 7h.

Estudos realizados por Xai, et al.[70], Ram; Chattopadhyay; Chakrabarty [63] e Asghar, et al. [60], corroboram para explicar que objetivo dos tratamentos térmicos, especificamente o T6, é melhorar as propriedades mecânicas de tração, quando se comparadas com uma amostra sem tratamento térmico.

Através dos resultados encontrados na Tabela 13, também é possível verificar o valor-p calculado através da análise de variância (ANOVA), realizada para os três experimentos, aonde observa-se uma diferença significativa nas médias das medições das propriedades avaliadas. O valor-p encontrado é igual a 0,000 para as três condições, ou seja, valor-p $\leq 0,05$ (nível de significância).

Com base no valor-p é possível descartar a hipótese nula para o método (ANOVA), aonde afirmava que todas as médias são iguais, e assume-se que nem todas médias são iguais e estatisticamente.

Tabela 13 - Resultados do ensaio de tração e valor-p (ANOVA)

Experimentos	Escoamento-0,2% (MPa)	Res. à tração (MPa)	Alongamento (%)
ST	110,52 ($\pm 11,5$)	177,63 (± 14)	1,86 ($\pm 0,28$)
12h	192,92 ($\pm 4,98$)	269,71 ($\pm 2,37$)	3,38 ($\pm 0,43$)
7h	226,58 ($\pm 3,76$)	264,78 ($\pm 4,27$)	3,41 ($\pm 0,47$)
*Valor-p	0,000	0,000	0,000

() Desv. Padrão

* Valor-p – Análise de variância (ANOVA)

Foi realizado a comparação entre propriedades avaliadas no ensaio de tração, onde é possível observar o comportamento nas diferentes condições de tratamento térmico T6 realizadas e a diferença de médias encontradas através do teste Tukey.

Através da Figura 33 observa-se, por meio do teste Tukey, o agrupamento de dois em dois referentes às médias da tensão de escoamento de 12h-0h e 7h-0h. Verificou-se que os dois experimentos foram significativamente diferentes, pois o intervalo de confiança não contemplou o zero, Figura 33-b.

Essa diferença significativa também é possível de evidenciar nas médias da resistência à tração ou tensão máxima de engenharia, Figura 34-b para os experimentos de 12h-0h e 7h-0h.

Nos dois casos, limite de escoamento e resistência à tração, diferença é devido ao efeito do tratamento térmico T6 nessas propriedades, no qual ocorre um aumento significativo da tensão no material [59], [106], [107],[62].

Quando comparado a tensão de escoamento entre as duas condições diferente de tratamento T6, 7h-12h, verificou-se uma maior tensão de escoamento para amostra de 7h T6 (226,58 MPa) em comparação ao escoamento da amostra de 12h de tratamento (192,92 MPa).

Pesquisas realizadas por Cai, et al. [108]; Lu, et al. [14], corroboram para evidenciar que as propriedades mecânicas de escoamento (0,2%) mostram um melhor desempenho com o tratamento T6 curto, podendo ser potencial para aplicação industrial. Essa melhora pode ser relacionada ao nível de Sr que para amostra de 7h apresentou uma intensidade maior quando se comparada a amostra de 12h, conforme resultados encontrados no DRX.

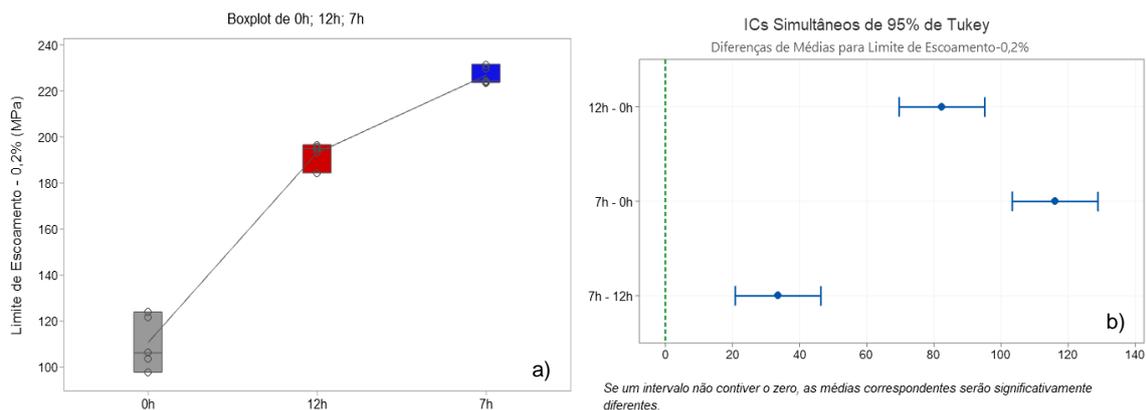


Figura 33 - Comportamento do limite de escoamento nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias para limite de escoamento.

Na Figura 34 b observa-se também, através do teste Tukey, a comparação em agrupamento das médias da resistência à tração para os experimentos 7h-12h, no qual não se evidenciou diferença significativa, mesmo com a redução no tempo de tratamento T6, variando entre (269,71 MPa) para 12h e (264,78 MPa) para 7h.

Alguns estudos realizados corroboram para explicar um comportamento da resistência à tração mesmo após a redução no tempo de T6, mostrando com isso uma possível aplicação industrial [14], [15], [108].

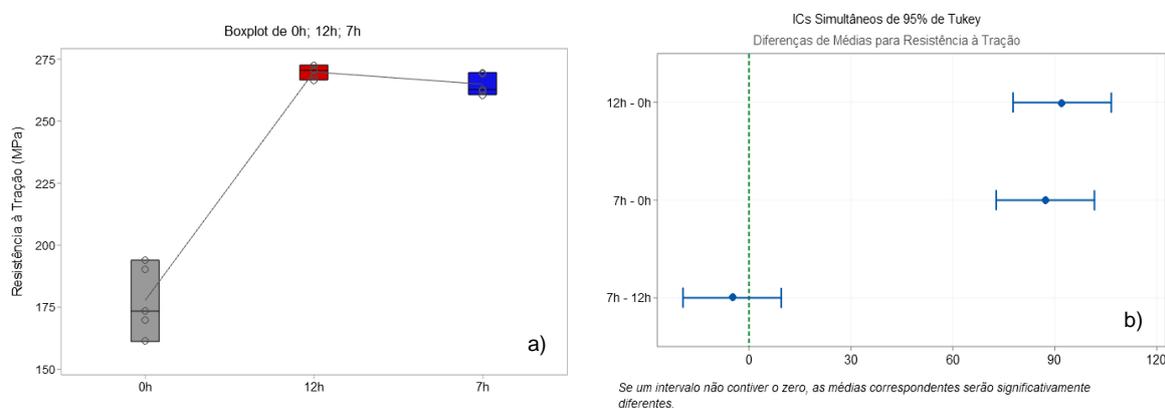


Figura 34 - Comportamento da resistência à tração nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias para resistência à tração

É importante observar na Figura 35 que diferentemente dos estudos realizado por Asghar, et al.; So, et al. [107], o valor de alongamento (%) nas amostras tratadas termicamente não reduziu se comparado com amostra sem tratamento. Houve um aumento de 1,86% para 3,46%, quando se compara amostra sem tratamento com

experimento de 12h e de 1,86% para 3,38% na comparação de sem tratamento com 7h de T6.

Observa-se na Figura 35-b, quando comparado as médias dos resultados dos experimentos de 7h-12h, não se evidenciou diferença significativa, aonde os valores foram de (3,41%) para amostra de 7h e (3,38%) para amostra de 12h.

Segundo estudo realizado por Qing [108], a propriedade mecânicas de alongamento mostrou um melhor desempenho com o tratamento T6 curto. Essa melhora significativa é devido a homogeneização da dendrita α -Al e níveis de equilíbrio melhorados de Si eutético, mesmo com tempo mais curto.

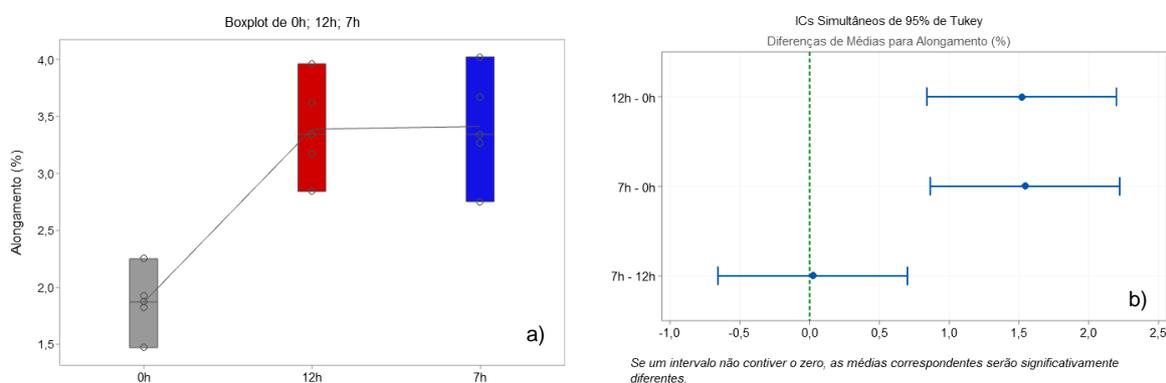


Figura 35 - Figura 26 - Comportamento do alongamento (%) nas diferentes condições de tratamento. b) Teste Tukey para análise das médias de alongamento (%).

De acordo com estudo realizado por Liang et al. [109], a variação nas medidas do Si eutético está altamente correlacionado com a melhoria das propriedades mecânicas, correlacionando também o aumento do nível de modificação do Si eutético em comparação com a liga não modificada.

Com base no estudo, realizou-se a plotagem da Figura 36 (a-c) onde relacionou a variação do tamanho médio do Si eutético com as propriedades mecânicas de tração avaliadas nos três experimentos.

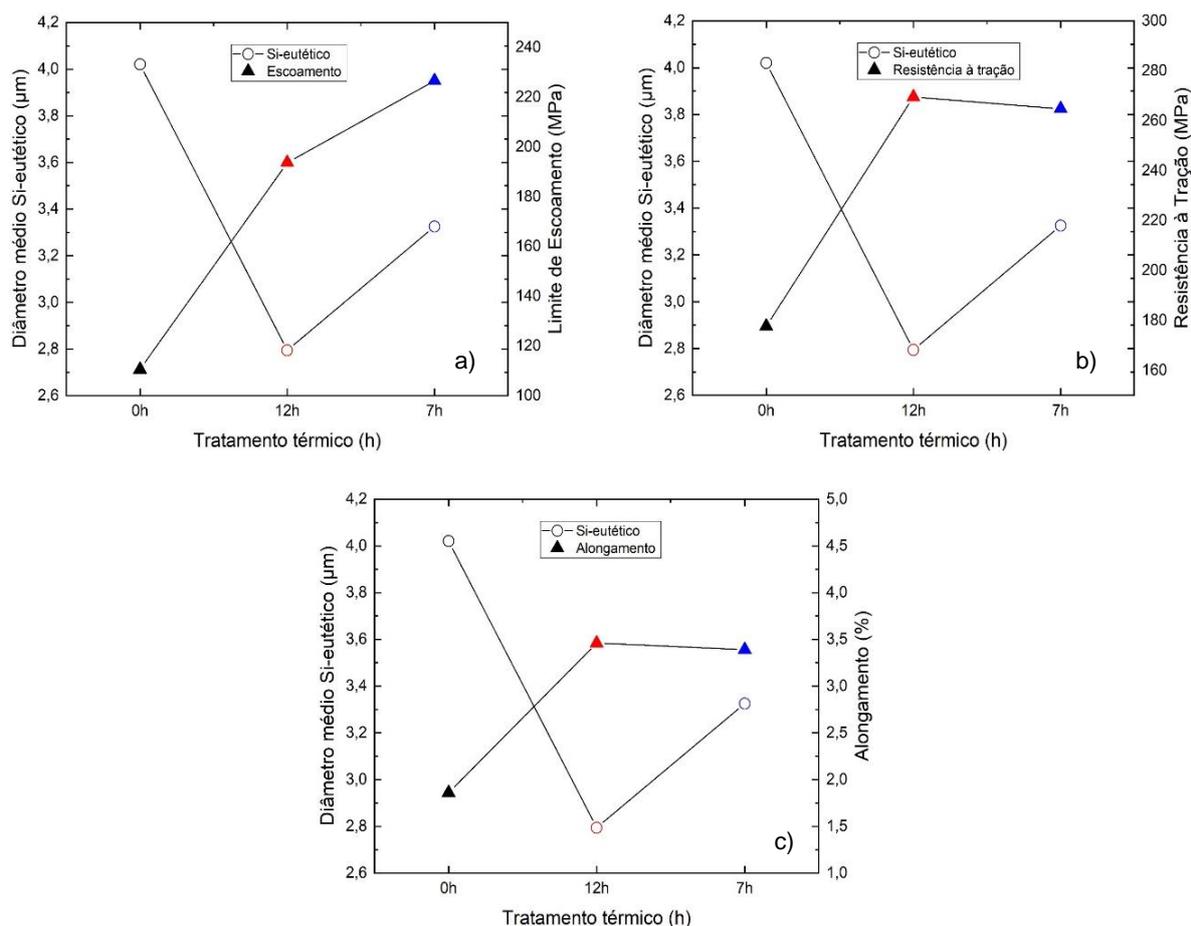


Figura 36 - Diâmetro médio do Si-eutético em função das propriedades mecânicas de tração. a) Si-eutético X escoamento (MPa), b) Si-eutético X Res. à tração (MPa), c) Si-eutético X Alongamento (%)

A tensão de limite de escoamento, Figura 36-a teve um comportamento diferente no tempo de tratamento de 7h, pois mesmo com pequeno aumento do diâmetro do Si-eutético ($3,32 \mu\text{m}$), obteve tensão de ($226,58 \text{ MPa}$), contra Si-eutético de ($2,79 \mu\text{m}$) e tensão ($192,92 \text{ MPa}$) no tratamento de 12h.

Estudo realizado Kang, et al. [110], corroboram para explicar esse aumento na tensão de escoamento, mesmo com redução do tempo de tratamento.

O estudo de Kang mostrou que um dos experimentos houve um aumento na tensão de escoamento de ($235,2 \text{ MPa}$) para ($239,92 \text{ MPa}$) com redução no tempo de tratamento em 40%.

Já na Figura 36 b-c um comportamento inversamente proporcional quando comparado o diâmetro médio do Si-eutético e as propriedades de resistência à tração e alongamento (%).

Estudo realizado por Ghulam [60] evidenciou que os valores de limite de escoamento e resistência à tração permaneceram quase idênticos para várias condições de tratamento térmico T6. E valores do alongamento (%) tem variação de acordo com o tamanho do Si-eutético.

5.3.3.1 Análise do comportamento da fratura

As superfícies de fratura das ligas A356, após ensaio de tração, tratadas com diferentes condições de T6, 0h, 12h, e 7h são mostradas na Figura 37. É possível verificar nas fraturas a presença de microvazios, os quais podem contribuir para variações durante a caracterização das propriedades mecânicas [111]. Em todas as imagens observam-se grandes e pequenas ondulações, características de fratura dúctil [112].

Na Figura 37 a-b, amostra sem tratamento térmico, a superfície de fratura da amostra mostra que o silício eutético numa morfologia acicular e quase esférico, proveniente dos agentes modificadores. Observa-se que as superfícies de fratura da liga A356 são misturadas com pequenos planos de clivagem e grande número de ondulações [113], [114].

É possível observar a morfologia das fraturas para as duas diferentes condições de tratamento térmico T6 através da Figura 37 c-d para experimento de 12h e Figura e-f para experimento de 7h. Conforme mostrado na Figura 37 c-d, tratada a 12h, o tamanho médio das covinhas na superfície de fratura da liga é menor quando se comparado com a fratura com amostra tratada por 7h, Figura 37 e-f. Isso é possível devido a uma maior fragmentação e esferoidização do Si eutético no tratamento de 12h [115].

Para as duas condições de tratamento as fraturas mostram a forma de taça cone e óbvia deformação plástica pode ser observada no exterior superfície dos corpos de prova após fratura por tração. Isso significa que ele sofre uma maior quantidade de deformação plástica antes da fratura [116].

É possível observar uma fina e uniformemente distribuição de covinhas equiaxiais, o que significa uma maior deformação plástica em comparação com amostra sem tratamento [36], [108]. Nas duas condições de tratamento térmico realizadas, as ondulações encontra-se maiores devidas ao maior estado de tensão triaxial. Os mecanismos de fratura encontrados são semelhantes nas duas condições

de tratamento e consistem em nucleação, crescimento e coalescência de vazios ao redor das partículas constituintes [112].

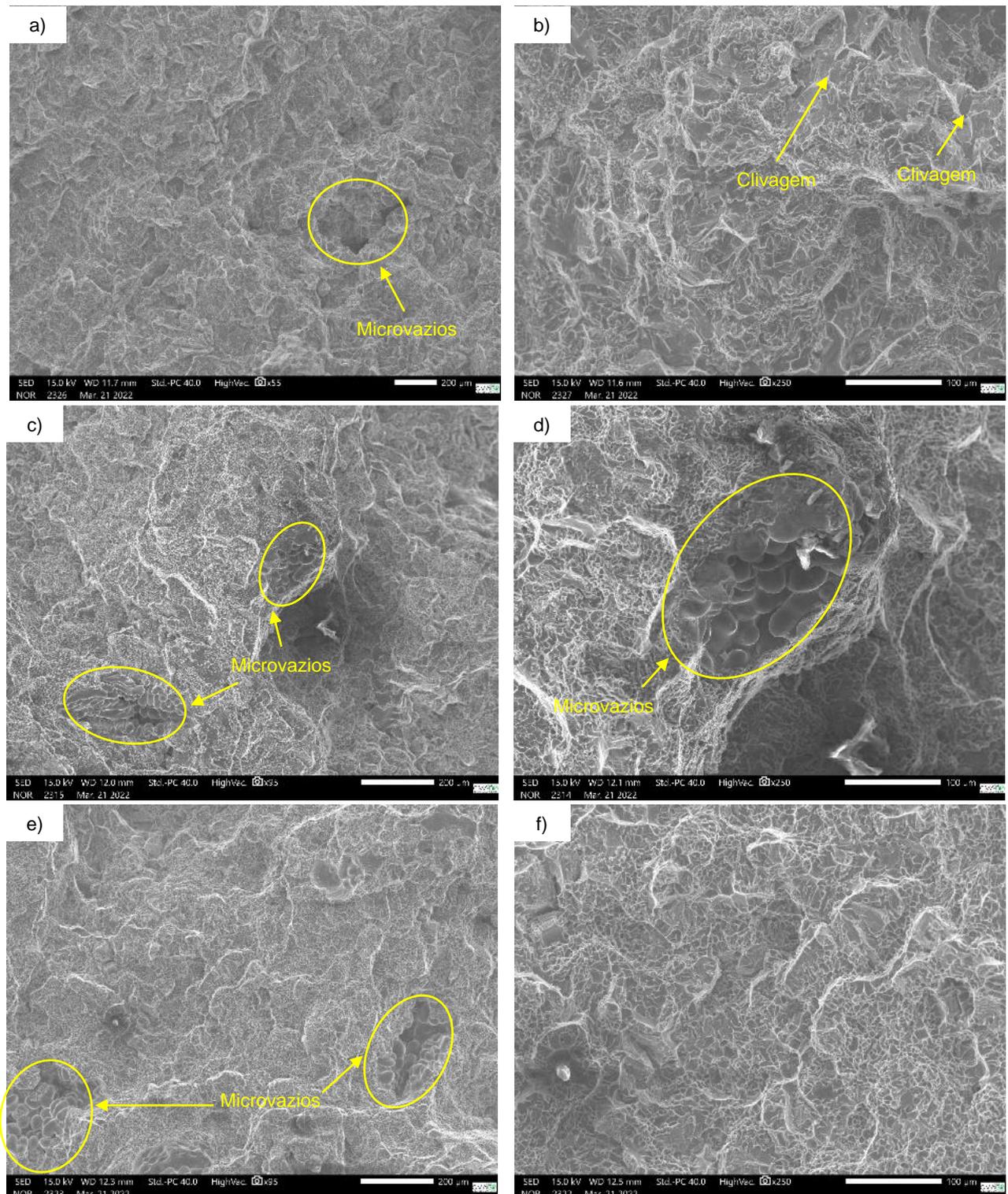


Figura 37 - Comportamento à fratura da liga A356 nas diferentes condições de tratamento T6. a-b) Sem tratamento térmico - 0h, c-d) 12h de tratamento térmico T6, e-f) 7h de tratamento térmico T6.

5.4 Análise de agrupamento dos resultados

Na análise estatística multivariada uma técnica utilizada para formar grupos homogêneos é a Análise de agrupamentos, também conhecida como análise de *Cluster* [78]. Nesse método estatístico foi associado os dados observados nos ensaios mecânicos e medição do Si-eutético através de medidas de proximidade, semelhança, similaridade ou correlação.

Na Tabela 14 mostra numericamente os dados de agrupamento das observações (tempo dos tratamentos térmicos). O método estatístico de análise de cluster identificou a existência de dois grupos aonde observou-se que os tratamentos de 12h-7h apresentaram uma maior similaridade com distância Euclidiana Quadrática de 1,63 e nível de similaridade de 92,19.

Tabela 14 - Planejamento de Aglomeração em Análise de agrupamentos das observações entre os tempos de tratamento T6.

Passo	Número de agrupados	Nível de similaridade	Nível de distância	Agrupados reunidos		Novo agrupado	Nº de obs. novo agrupado
1	2	92,1888	1,6351	2	3	2	2
2	1	17,9156	17,1825	1	2	1	3

Na Figura 38 é apresentado o Dendograma dos clusters referente aos tempos de tratamento térmico utilizados no experimento. A análise de agrupamentos realizada pela distância euclidiana quadrática, obtém-se resultado qualitativo, mas que corrobora para reforçar os dados quantitativos já encontrados anteriormente, os quais mostram uma diferença, ou seja, não similaridade entre amostras no estado bruto de fusão e as amostras tratadas por T6 [35].

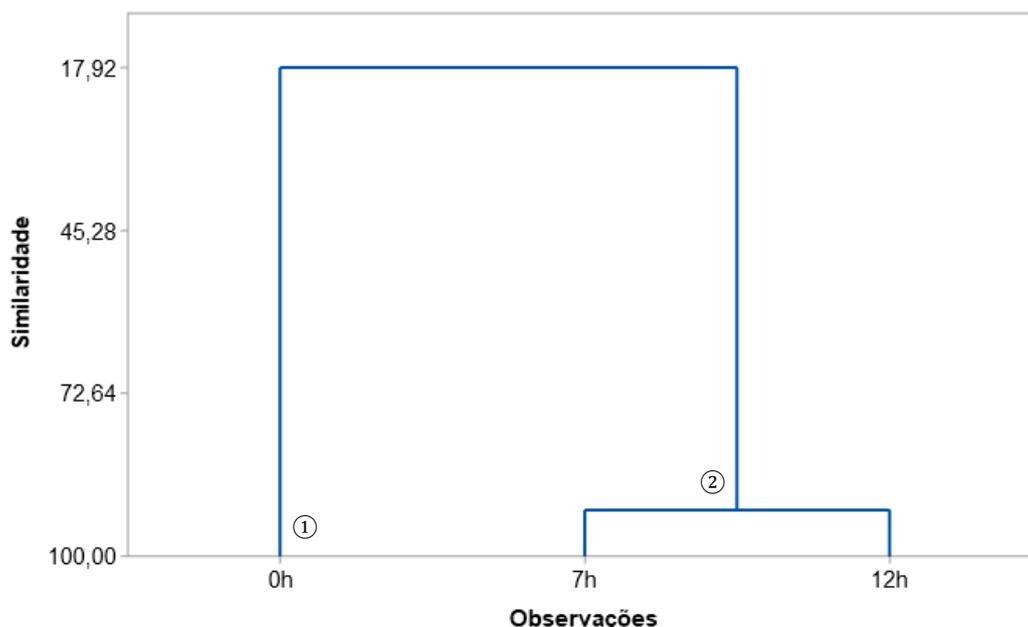


Figura 38 - Dendrograma resultante da distância euclidiana quadrática e do método agrupamento por média dos 3 tempos de T6.

Com base nos dados encontrados nesta pesquisa, é possível entender o nível de similaridade apontado pela análise estatística de Cluster, Figura 38, entre os tratamentos térmicos se 12h e 7h. Segundo algumas pesquisas [8], [14], [15], tratamentos térmicos de menor duração, possuem comportamento mecânico e microestrutural similar aos tratamentos de maior duração.

Na Tabela 15 mostra numericamente os dados de agrupamento das variáveis (propriedades mecânicas avaliadas). A análise de cluster identificou a existência de cinco grupos aonde observou-se que as propriedades de resistência à tração e alongamento apresentando uma maior similaridade, pois um número menor, na distância, e um número próximo a 100 no nível de similaridade, indica uma relação mais próxima entre as duas propriedades correspondentes.

Essa similaridade encontrada entre as propriedades, pode ser confirmada através da Figura 32, gráfico de tensão por deformação, aonde os pontos de resistência à tração e fratura das amostras são muito próximos. Também é

Tabela 15 - Planejamento de Aglomeração em Análise de agrupamentos das variáveis entre os ensaios realizados.

Passo	Número de agrupados	Nível de similaridade	Nível de distância	Agrupados reunidos	Novo agrupado	Nº de obs. Novo agrupado
1	5	99,9710	0,00058	2	3	2
2	4	99,9272	0,00146	1	4	2
3	3	99,4977	0,01005	1	5	3

4	2	97,6914	0,04617	1	2	1	5
5	1	2,7861	1,94428	1	6	1	6

Na Figura 38 é apresentado o Dendrograma dos clusters referente às variáveis (propriedades avaliadas nos ensaios). Segundo Gu, et al. [117], através da análise de agrupamentos das variáveis, é possível identificar as inter-relações entre múltiplas propriedades mecânicas e microestruturais avaliadas nesta pesquisa.

Adotou-se um método de agrupamentos hierárquico, pelo qual os clusters são mesclados usando o critério de ligação média e distância do coeficiente de correlação.

Através da Figura 39, é possível observar que o cluster 5, representa a maior dissimilaridade entre todas as variáveis analisadas. Essa diferença pode ser explicada pelos tipos e classificações dos ensaios realizados [118]. Embora todos os resultados estejam normalizados, é importante observar que a medição do Si-eutético é de grandeza dimensional, realizada através de microscopia eletrônica de varredura, enquanto os restantes das propriedades foram obtidos por ensaios mecânicos estáticos (dureza e tração) e dinâmicos (Charpy).

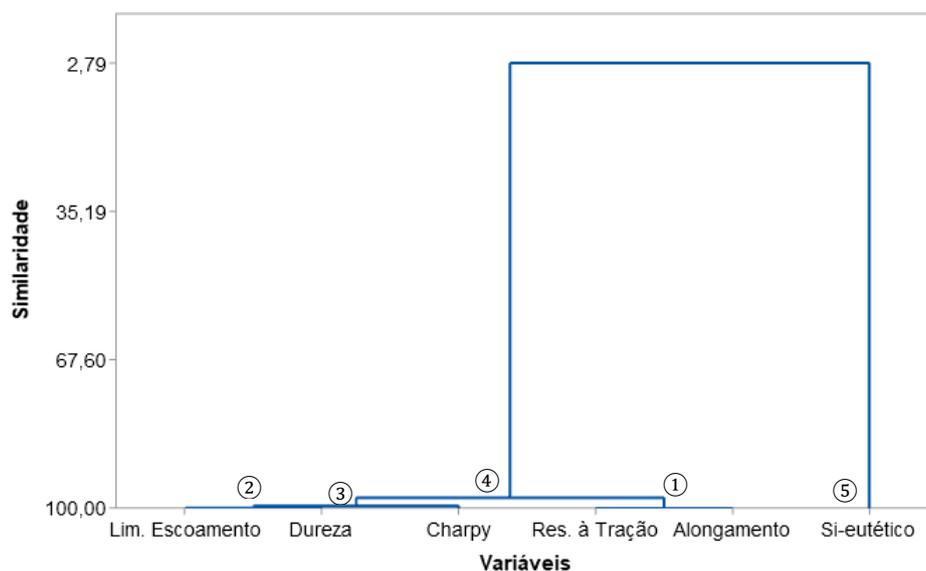


Figura 39 - Dendrograma resultante da distância do coeficiente de correlação e do método de agrupamento por média das propriedades avaliadas.

6 CONCLUSÕES

Esta pesquisa estudou a relação do comportamento mecânico e microestrutural da liga de alumínio Al-7%Si-0,35Mg (A356) após redução de tempo do tratamento térmico T6 de 12h para 7h. A partir dos resultados encontrados, pode-se concluir que:

1. O tratamento térmico T6 tem grande influência na esferoidização de partículas de silício eutético para ligas A356. Não só diminui o tamanho das partículas de silício eutético, mas também aumenta grandemente o grau de esferoidização de partículas de silício eutético;
2. Pode-se associar a uma boa esferoidização do Si-eutético com tratamento de 7h pelo fato de a liga utilizada para pesquisa ser modificada com Sr durante o processo de fusão, numa proporção de 200ppm;
3. Através da análise de DRX, observou-se a formação da fase do Mg_2Si ocorre somente após tratamento térmico T6. Para as duas condições de tratamentos realizados, observou-se intensidades e picos semelhantes, indicando uma similaridade nas fases presentes. Essa análise foi fundamental para analisar o comportamento das fases presentes com as diferentes condições de tratamento;
4. Evidenciou-se que após tratamento térmico houve um aumento na propriedade de dureza. Embora o comparativo entre dureza dos tratamentos de 12h e 7h tenham se mostrado estatisticamente diferentes, mesmos com a redução do tempo de T6 para 7h, o valor de dureza atendeu a recomendação da norma ASTM B108;
5. Com relação à resistência ao impacto, houve uma significativa melhora após tratamento T6, quando comparada com amostra sem tratamento. No comparativo entre os dois experimentos realizados (12h e 7h), não se evidenciou diferença estatística entre os resultados encontrados;
6. Verificou-se uma melhora considerável das propriedades de tração após T6 realizados, devido a esferoidização do Si-eutético. Não se observou entre as

propriedades de resistência à tração e alongamento uma diferença estatística significativa, quando comparados os tratamentos de 12h e 7h. Já na propriedade de limite de escoamento, o tratamento mais curto apresentou melhores resultados;

7. Foi analisado as superfícies da fratura após ensaio de tração, aonde verificou-se na amostra sem tratamento, alguns planos de clivagem, morfologia típica de fratura frágil. Já as amostras tratadas observaram-se grandes e pequenas ondulações, características de fratura dúctil.
8. Com análise de agrupamentos, foi possível ter um resultado qualitativo entre os experimentos realizados. Verificou-se uma similaridade entre os resultados do tratamento T6 entre 12h e 7h. Analisando as variáveis, observou-se maior similaridade entre as propriedades de resistência à tração e alongamento (%)

Através do estudo com as duas condições de tratamento térmico T6, foi possível observar que o tratamento nas condições de 545°C / 3,5h para solubilização e 150°C / 3,5h para envelhecimento artificial (T6-7h) pode ter uma aplicação industrial eficiente, pois os resultados dos ensaios realizados mostram uma similaridade com as condições encontradas do tratamento de 12h. Para uma maior segurança nessa aplicação industrial, seria importante a complementação dos ensaios com uma análise do comportamento em fadiga do material, pois assim teríamos informações importantes quanto ao tempo de vida do componente da motocicleta.

REFERÊNCIAS

- [1] C. Wijethilake, "Proactive sustainability strategy and corporate sustainability performance: The mediating effect of sustainability control systems," *J. Environ. Manage.*, vol. 196, pp. 569–582, 2017.
- [2] S. C. Ram, K. Chattopadhyay, and I. Chakrabarty, "Microstructures and high temperature mechanical properties of A356-Mg₂Si functionally graded composites in as-cast and artificially aged (T6) conditions," *J. Alloys Compd.*, vol. 805, pp. 454–470, 2019.
- [3] G. Ran, J. E. Zhou, and Q. G. Wang, "Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 207, no. 1–3, pp. 46–52, 2008.
- [4] A. R. Ramos, J. C. E. Ferreira, V. Kumar, J. A. Garza-Reyes, and A. Cherrafi, "A lean and cleaner production benchmarking method for sustainability assessment: A study of manufacturing companies in Brazil," *J. Clean. Prod.*, vol. 177, pp. 218–231, 2018.
- [5] D. L. M. Nascimento *et al.*, "Exploring Industry 4.0 technologies to enable circular economy practices in a manufacturing context: A business model proposal," *J. Manuf. Technol. Manag.*, 2019.
- [6] S. Dutta and S. K. R. Narala, "Experimental investigation to study the effects of processing parameters on developed novel AM (Al-Mn) series alloy," *Mater. Manuf. Process.*, vol. 35, no. 16, pp. 1842–1851, 2020.
- [7] G. Ridvan, A. Serhat, A. Kisasoz, K. A. GULER, and A. Karaaslan, "Influence of T6 heat treatment on A356 and A380 aluminium alloys manufactured by thixoforging combined with low superheat casting," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 28, no. 3, pp. 385–392, 2018.
- [8] J. P. A. T. de Vasconcelos, "Otimização do tratamento térmico T6 para ligas de alumínio A356," 2020.
- [9] R. S. Rana, R. Purohit, and S. Das, "Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites," *Int. J. Sci. Res. Publ.*, vol. 2, no. 6, pp. 1–7, 2012.
- [10] J. A. Taylor, "Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 1, pp. 19–33, 2012.
- [11] E. Padovano, C. Badini, A. Pantarelli, F. Gili, and F. D'Aiuto, "A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion,"

- J. Alloys Compd.*, vol. 831, p. 154822, 2020.
- [12] V. Shrivastava, G. K. Gupta, and I. B. Singh, "Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of Al-6061 alloy with influence of α -nanoalumina reinforcement in 3.5% NaCl solution," *J. Alloys Compd.*, vol. 775, pp. 628–638, 2019.
- [13] P. P. Seth, O. Parkash, and D. Kumar, "Structure and mechanical behavior of in situ developed Mg 2 Si phase in magnesium and aluminum alloys—a review," *RSC Adv.*, vol. 10, no. 61, pp. 37327–37345, 2020.
- [14] S. Lu, R. Du, J. Liu, L. Chen, and S. Wu, "A new fast heat treatment process for cast A356 alloy motorcycle wheel hubs," *China Foundry*, vol. 15, no. 1, pp. 11–16, 2018.
- [15] A. Jarco and J. Pezda, "Effect of heat treatment process and optimization of its parameters on mechanical properties and microstructure of the AlSi11 (Fe) alloy," *Materials (Basel)*, vol. 14, no. 9, p. 2391, 2021.
- [16] M. C. Santos, A. R. Machado, W. F. Sales, M. A. S. Barrozo, and E. O. Ezugwu, "Machining of aluminum alloys: a review," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 86, no. 9, pp. 3067–3080, 2016.
- [17] B. Rajendra and D. Deepak, "Optimization of process parameters for increasing material removal rate for turning Al6061 using S/N ratio," *Procedia Technol.*, vol. 24, pp. 399–405, 2016.
- [18] A. A. B. de Alumínio, "Alumínio: Características químicas e físicas."
- [19] A. S. M. I. H. Committee, "Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials," *ASM Int.*, vol. 2, pp. 1143–1144, 1992.
- [20] J. Zhang, B. Song, Q. Wei, D. Bourell, and Y. Shi, "A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, no. 2, pp. 270–284, 2019.
- [21] M. Angeloni, "Fatigue life evaluation of A356 aluminum alloy used for engine cylinder head." École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan; Universidade de São Paulo ..., 2011.
- [22] Y. Zedan, A. M. Samuel, H. W. Doty, V. Songmene, and F. H. Samuel, "Effects of Free-Cutting Elements Addition on the Microstructure, Hardness, and Machinability of Al-11% Si–Cu–Mg Casting Alloys," *Int. J. Met.*, pp. 1–17, 2022.
- [23] R. B. Gundlach, B. Ross, A. Hetke, S. Valtierra, and J. F. Mojica, "Thermal Fatigue Resistance of Hypoeutectic Aluminum-Silicon Casting Alloys (94-141)," *Trans. Am. Foundrymen's Soc.*, vol. 102, pp. 205–224, 1994.
- [24] G. E. Byczynski, W. T. Kierkus, D. O. Northwood, D. Penrod, and J. Sokolowski, "The

- effect of quench rate on mechanical properties of 319 aluminum alloy castings,” in *Materials Science Forum*, 1996, vol. 217, pp. 783–788.
- [25] Q. G. Wang and C. H. Cáceres, “The fracture mode in Al–Si–Mg casting alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 241, no. 1–2, pp. 72–82, 1998.
- [26] S.-L. Lee, Y.-H. Tan, S.-N. Yie, and J.-C. Lin, “Effect of pre-aging on precipitation hardening in Al-Si-Mg alloys,” *Scand. J. Metall.*, vol. 27, no. 3, pp. 112–115, 1998.
- [27] D. L. Zhang, “Precipitation of excess silicon during heat treatment of cast Al-7wt% Si-0.4 wt% Mg alloy,” in *Materials Science Forum*, 1996, vol. 217, pp. 771–776.
- [28] Y. C. Lin, S.-C. Luo, J. Huang, L.-X. Yin, and X.-Y. Jiang, “Effects of solution treatment on microstructures and micro-hardness of a Sr-modified Al-Si-Mg alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 725, pp. 530–540, 2018.
- [29] J. C. Pereira, E. Gil, L. Solaberrieta, M. San Sebastián, Y. Bilbao, and P. P. Rodríguez, “Comparison of AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting and investment casting processes: Microstructure and mechanical properties in as-built/as-cast and heat-treated conditions,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 778, p. 139124, 2020.
- [30] D. Srinivas, G. MC, P. Hiremath, S. Sharma, M. Shettar, and J. PK, “Influence of various trace metallic additions and reinforcements on A319 and A356 alloys—a review,” *Cogent Eng.*, vol. 9, no. 1, p. 2007746, 2022.
- [31] Q. Zhang, T. Wang, Z. Yao, and M. Zhu, “Modeling of hydrogen porosity formation during solidification of dendrites and irregular eutectics in Al–Si alloys,” *Materialia*, vol. 4, pp. 211–220, 2018.
- [32] L. F. Mondolfo, *Aluminum alloys: structure and properties*. Elsevier, 2013.
- [33] E. Barbarias, A. Niklas, I. Lizarralde, M. Garat, A. Bakedano, and A. I. Fernández-Calvo, “Ablation technology applied to A356 alloys compared with conventional casting processes,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 833, p. 142528, 2022.
- [34] M. Tebaldini, C. Petrogalli, G. Donzella, M. Gelfi, and G. M. La Vecchia, “A356-T6 wheels: influence of casting defects on fatigue design,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 41, no. 8, pp. 1784–1793, 2018.
- [35] M. Yıldırım and D. Özyürek, “The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys,” *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 767–774, 2013.
- [36] M. Zhu, Z. Jian, G. Yang, and Y. Zhou, “Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys,” *Mater. Des.*, vol. 36, pp. 243–249, 2012.
- [37] A. Thirugnanam, K. Sukumaran, U. T. S. Pillai, K. Raghukandan, and B. C. Pai, “Effect

- of Mg on the fracture characteristics of cast Al–7Si–Mg alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 445, pp. 405–414, 2007.
- [38] J. Santos, *Al-7Si-Mg Semi-Solid Castings – Microstructure and Mechanical Properties*, no. 036. 2018.
- [39] H. R. M. Lima *et al.*, “Efeito de Diferentes Tratamentos Térmicos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Al-Si Fundidas por Gravidade,” *Brazilian J. Dev.*, vol. 6, no. 4, pp. 18681–18696, 2020, doi: 10.34117/bjdv6n4-149.
- [40] R. J. Oliveira and A. C. Galhardi, *Simulação numérica e a fundição de metais do Brasil*, 1st ed. São Paulo, 2016.
- [41] T. Greß *et al.*, “Production of aluminum AA7075/6060 compounds by die casting and hot extrusion,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 280, no. January, p. 116594, 2020, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116594.
- [42] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*. Asm International, 2004.
- [43] L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, “Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment,” *Mater. Charact.*, vol. 143, no. March, pp. 5–17, 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.04.022.
- [44] O. R. Myhr, O. Grong, and S. J. Andersen, “Modelling of the age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys,” *Acta Mater.*, vol. 49, no. 1, pp. 65–75, 2001, doi: 10.1016/S1359-6454(00)00301-3.
- [45] T. A. Costa, M. Dias, L. G. Gomes, O. L. Rocha, and A. Garcia, “Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al-Si-Cu alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 683, pp. 485–494, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.05.099.
- [46] J. F. Shackelford, *Introdução à ciência dos materiais para engenheiros*. Pearson Educación, 2005.
- [47] R. Ferragut, A. Somoza, and A. Tolley, “Microstructural evolution of 7012 alloy during the early stages of artificial ageing,” *Acta Mater.*, vol. 47, no. 17, pp. 4355–4364, 1999, doi: 10.1016/S1359-6454(99)00315-8.
- [48] W. Cheng, C. Y. Liu, H. F. Huang, L. Zhang, B. Zhang, and L. Shi, “High strength and ductility of Al–Si–Mg alloys fabricated by deformation and heat treatment,” *Mater. Charact.*, vol. 178, p. 111278, 2021.
- [49] D. L. Zhang, L. H. Zheng, and D. H. StJohn, “Effect of a short solution treatment time

- on microstructure and mechanical properties of modified Al–7wt.% Si–0.3 wt.% Mg alloy,” *J. Light Met.*, vol. 2, no. 1, pp. 27–36, 2002.
- [50] W. F. Smith, J. Hashemi, G. N. Cázares, and P. A. González-Caver, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. McGraw-Hill México, DF, 2006.
- [51] S. A. Al Kahtani, H. W. Doty, and F. H. Samuel, “Combined effect of melt thermal treatment and solution heat treatment on eutectic Si particles in cast Al–Si alloys,” *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 27, no. 1, pp. 38–48, 2014.
- [52] R. Chen, Q. Xu, Z. Jia, and B. Liu, “Precipitation behavior and hardening effects of Si-containing dispersoids in Al–7Si–Mg alloy during solution treatment,” *Mater. Des.*, vol. 90, pp. 1059–1068, 2016.
- [53] V. H. Carneiro, H. Puga, and J. Meireles, “Heat treatment as a route to tailor the yield-damping properties in A356 alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 729, pp. 1–8, 2018.
- [54] E. Sjölander and S. Seifeddine, “The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 10, pp. 1249–1259, 2010.
- [55] S. Liu *et al.*, “On the atomic model of Guinier-Preston zones in Al-Mg-Si-Cu alloys,” *J. Alloys Compd.*, vol. 745, pp. 644–650, 2018.
- [56] X. Xia *et al.*, “Precipitation behavior and mechanical performances of A356. 2 alloy treated by Al–Sr–La composite refinement-modification agent,” *J. Alloys Compd.*, vol. 818, p. 153370, 2020.
- [57] M. Azadi and M. M. Shirazabad, “Heat treatment effect on thermo-mechanical fatigue and low cycle fatigue behaviors of A356.0 aluminum alloy,” *Mater. Des.*, vol. 45, no. 2013, pp. 279–285, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.08.066.
- [58] O. Prach, “Influence of Zr, Cr and Sc alloying on the microstructure and mechanical properties of a Al-Mg-Si casting alloy,” Darmstadt, Technische Universität Darmstadt, 2021. [Online]. Available: <https://creativecommons.org/licenses/>
- [59] H. Azimi, S. Nourouzi, and R. Jamaati, “Effects of Ti particles and T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy fabricated by compocasting,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 818, p. 141443, 2021.
- [60] G. Asghar, L. Peng, P. Fu, L. Yuan, and Y. Liu, “Role of Mg₂Si precipitates size in determining the ductility of A357 cast alloy,” *Mater. Des.*, vol. 186, p. 108280, 2020.
- [61] J. Fiocchi, A. Tuissi, and C. A. Biffi, “Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review,” *Mater. Des.*, vol. 204, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109651.
- [62] D. O. Tratamento and D. Liga, “SIMULAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO T6,”

2021.

- [63] S. C. Ram, K. Chattopadhyay, and I. Chakrabarty, "Microstructures and high temperature mechanical properties of A356-Mg₂Si functionally graded composites in as-cast and artificially aged (T6) conditions," *J. Alloys Compd.*, vol. 805, pp. 454–470, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.07.075.
- [64] E. Ogris, A. Wahlen, H. Lüchinger, and P. J. Uggowitzer, "On the silicon spheroidization in Al–Si alloys," *J. Light Met.*, vol. 2, no. 4, pp. 263–269, 2002.
- [65] C. L. Yang, Y. B. Li, B. Dang, H. Bin Lü, and F. Liu, "Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 25, no. 10, pp. 3189–3196, 2015, doi: 10.1016/S1003-6326(15)63952-8.
- [66] C. do Lee, "Effect of T6 heat treatment on the defect susceptibility of fatigue properties to microporosity variations in a low-pressure die-cast A356 alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 559, pp. 496–505, 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.08.131.
- [67] ASTM E1251, "Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark Atomic Emission Spectrometry." 2017.
- [68] Al Castings (GDC / LPDC), "Specification de Material- Bottom Case 28109-AAZ-11." 2019.
- [69] C. Zhou, X. Chen, L. Zhang, and X. Li, "Deformation-induced hydrogen desorption from the surface oxide layer of 6061 aluminum alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 617, pp. 792–796, 2014, doi: 10.1016/j.jallcom.2014.08.127.
- [70] X. Xia *et al.*, "Precipitation behavior and mechanical performances of A356.2 alloy treated by Al–Sr–La composite refinement-modification agent," *J. Alloys Compd.*, vol. 818, pp. 2–10, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.153370.
- [71] A. 917B, "Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes." 2017.
- [72] ASTM E3, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimen." 2017.
- [73] ISO 6507-1, "Vickers Hardness Test Part 1: Test Method." 2019.
- [74] JIS Z 2241, "Metallic materials - tensile testing - method of test at room temperature." 2020.
- [75] ISO 7500-1, "Calibration of uniaxial static test machines Part 1: Traction / compression machines - Calibration of the force system." 2018.
- [76] JCGM 100, "Evaluation of Measurement Data. Guide to the expression of uncertainty in measurement." 2008.
- [77] JIS Z 2242, "Method for charpy pendulum impact test of metallic materials." 2018.

- [78] L. P. Fávero and P. Belfiore, *Manual de Análise de Dados -Estatística e Modelagem Multivariada com Excel, SPSS e Stata*. 2017. [Online]. Available: <http://dergipark.gov.tr/cumusosbil/issue/4345/59412>
- [79] C. Smithson *et al.*, “The genomes of three North American orthopoxviruses,” *Virus Genes*, vol. 53, no. 1, pp. 21–34, 2017, doi: 10.1007/s11262-016-1388-9.
- [80] S. Menargues, E. Martín, M. T. Baile, and J. A. Picas, “New short T6 heat treatments for aluminium silicon alloys obtained by semisolid forming,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 621, pp. 236–242, 2015, doi: 10.1016/j.msea.2014.10.078.
- [81] F. Paray and J. E. Gruzleski, “Modification—a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys,” *Cast Met.*, vol. 5, no. 4, pp. 187–198, 1992.
- [82] H. Azimi, S. Nourouzi, and R. Jamaati, “Effects of Ti particles and T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy fabricated by compocasting,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 818, no. May, p. 141443, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141443.
- [83] A. M. Samuel, S. S. Mohamed, H. W. Doty, S. Valtierra, and F. H. Samuel, “Some aspects of grain refining of Al-Si cast alloys,” *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 32, no. 1, pp. 1–14, 2019.
- [84] G. Liu, J. Gao, C. Che, Z. Lu, W. Yi, and L. Zhang, “Optimization of casting means and heat treatment routines for improving mechanical and corrosion resistance properties of A356-0.54Sc casting alloy,” *Mater. Today Commun.*, vol. 24, no. March, p. 101227, 2020, doi: 10.1016/j.mtcomm.2020.101227.
- [85] İ. Öztürk, G. H. Ağaoğlu, E. Erzi, D. Dispınar, and G. Orhan, “Effects of strontium addition on the microstructure and corrosion behavior of A356 aluminum alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 763, pp. 384–391, 2018.
- [86] M. Ibrahim, M. Abdelaziz, A. Samuel, H. Doty, and F. Samuel, “Spheroidization and Coarsening of Eutectic Si Particles in Al-Si-Based Alloys,” *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2021, no. Figure 3, 2021, doi: 10.1155/2021/6678280.
- [87] B. Jiang, Z. Ji, M. Hu, H. Xu, and S. Xu, “A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al-Si alloy,” *Mater. Lett.*, vol. 239, pp. 13–16, 2019, doi: 10.1016/j.matlet.2018.12.045.
- [88] E. A. Mørtzell, F. Qian, C. D. Marioara, and Y. Li, “Precipitation in an A356 foundry alloy with Cu additions - A transmission electron microscopy study,” *J. Alloys Compd.*, vol. 785, pp. 1106–1114, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.01.229.
- [89] M. Abdulwahab, I. A. Madugu, S. A. Yaro, S. B. Hassan, and A. P. I. Popoola, “Effects

- of multiple-step thermal ageing treatment on the hardness characteristics of A356.0-type Al-Si-Mg alloy,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 3, pp. 1159–1166, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.10.028.
- [90] S. K. Mishra, H. Roy, A. K. Lohar, S. K. Samanta, S. Tiwari, and K. Dutta, “A comparative assessment of crystallite size and lattice strain in differently cast A356 aluminium alloy,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 75, no. 1, 2015, doi: 10.1088/1757-899X/75/1/012001.
- [91] J. Lu, “Society for Experimental Mechanics (US). Handbook of measurement of residual stresses.” Fairmont Press, 1996.
- [92] S. Ordoñez, P. Palominos, F. Martínez, H. Fernández, O. Bustos, and J. Lisboa, “Evolución microestructural de una aleación de aluminio A356 con y sin reforzamiento de SiC sometida a molienda mecánica,” *Matéria (Rio Janeiro)*, vol. 23, no. 2, 2018, doi: 10.1590/s1517-707620180002.0477.
- [93] Y. S. Seo, L. M. M. Nasir, H. Zuhailawati, and A. S. Anasyida, “Microstructure Evolution of Conventional and Semi-Solid A356 Alloy with Addition of Strontium,” in *Advanced Materials Research*, 2015, vol. 1087, pp. 488–492.
- [94] S. Ordoñez, P. Palominos, F. Martínez, H. Fernández, O. Bustos, and J. Lisboa, “Evolución microestructural de una aleación de aluminio A356 con y sin reforzamiento de SiC sometida a molienda mecánica,” *Matéria (Rio Janeiro)*, vol. 23, 2018.
- [95] T. Tunçay and S. Bayoğlu, “The effect of iron content on microstructure and mechanical properties of A356 cast alloy,” *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 48, no. 2, pp. 794–804, 2017.
- [96] H. Hashim, M. S. Salleh, M. Z. Omar, A. B. Sulong, and A. A. Rahman, “Influence of short heat treatment on the microstructures and mechanical properties of Thixoformed aluminum alloy composite,” *J. Tribol.*, vol. 28, pp. 96–104, 2021.
- [97] ASTM B-108, “Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Casting.” 2019.
- [98] M. Abdulwahab, I. A. Madugu, S. A. Yaro, S. B. Hassan, and A. P. I. Popoola, “Effects of multiple-step thermal ageing treatment on the hardness characteristics of A356. 0-type Al–Si–Mg alloy,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 3, pp. 1159–1166, 2011.
- [99] P. Leo and E. Cerri, “Silicon particle damage in a thixocast A356 aluminium alloy,” *Metall. Sci. Technol.*, vol. 21, no. 1, 2003.
- [100] M. Tash, F. H. Samuel, F. Mucciardi, and H. W. Doty, “Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as-cast and heat-

- treated 356 and 319 aluminum alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 443, no. 1–2, pp. 185–201, 2007.
- [101] A. M. Kliauga, E. A. Vieira, and M. Ferrante, “The influence of impurity level and tin addition on the ageing heat treatment of the 356 class alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 480, no. 1–2, pp. 5–16, 2008.
- [102] F. J. Tavitias-Medrano, J. E. Gruzleski, F. H. Samuel, S. Valtierra, and H. W. Doty, “Effect of Mg and Sr-modification on the mechanical properties of 319-type aluminum cast alloys subjected to artificial aging,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 480, no. 1–2, pp. 356–364, 2008.
- [103] M. Amne Elahi and S. G. Shabestari, “Effect of various melt and heat treatment conditions on impact toughness of A356 aluminum alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 26, no. 4, pp. 956–965, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64191-2.
- [104] A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra, and F. H. Samuel, “Effect of grain refining and Sr-modification interactions on the impact toughness of Al-Si-Mg cast alloys,” *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 264–273, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.10.029.
- [105] M. Merlin, G. Timelli, F. Bonollo, and G. L. Garagnani, “Impact behaviour of A356 alloy for low-pressure die casting automotive wheels,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 2, pp. 1060–1073, 2009, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.027.
- [106] H. Akhyar, P. T. Iswanto, and V. Malau, “Non treatment, t4 and t6 on tensile strength of al-5.9cu-1.9mg alloy investigated by variation of casting temperature,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 929 MSF, pp. 56–62, 2018, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.929.56.
- [107] T. Il So, H. C. Jung, C. Do Lee, and K. S. Shin, “Effects of T6-treatment on the defect susceptibility of tensile strength to microporosity variation in low pressure die-cast A356 alloy,” *Met. Mater. Int.*, vol. 21, no. 5, pp. 842–849, 2015, doi: 10.1007/s12540-015-5247-3.
- [108] Q. Cai, C. L. Mendis, I. T. H. Chang, and Z. Fan, “Effect of short T6 heat treatment on the microstructure and the mechanical properties of newly developed die-cast Al–Si–Mg–Mn alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 788, no. April, p. 139610, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139610.
- [109] L. Chang *et al.*, “Modification mechanism and tensile property of Al-9Si-0.4Mg-0.1Cu alloy,” *Mater. Charact.*, vol. 184, no. October 2021, p. 111693, 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2021.111693.
- [110] H. jung Kang *et al.*, “Effects of solution treatment temperature and time on the

- porosities and mechanical properties of vacuum die-casted and T6 heat-treated Al–Si–Mg alloy,” *Vacuum*, vol. 193, no. August, p. 110536, 2021, doi: 10.1016/j.vacuum.2021.110536.
- [111] M. Tocci, A. Pola, M. Gelfi, G. Marina, and L. A. Vecchia, “Effect of a New High-Pressure Heat Treatment on Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 51, no. 9, pp. 4799–4811, 2020, doi: 10.1007/s11661-020-05905-y.
- [112] D. M. Filizzolab *et al.*, “Annealing effect on the microstructure and mechanical properties of AA 5182 aluminum alloy,” *Mater. Res.*, vol. 24, no. 4, 2021, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0545.
- [113] H. Azimi, S. Nourouzi, and R. Jamaati, “Materials Science & Engineering A Effects of Ti particles and T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy fabricated by compocasting,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 818, no. February, p. 141443, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141443.
- [114] X. Hu, Y. Zhao, Q. Wang, X. Zhang, R. Li, and B. Zhang, “Effect of pouring and cooling temperatures on microstructures and mechanical properties of,” vol. 16, no. 6, 2019.
- [115] C. Xu, W. Xiao, R. Zheng, S. Hanada, H. Yamagata, and C. Ma, “The synergic effects of Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloy,” *Mater. Des.*, vol. 88, pp. 485–492, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.045.
- [116] K. Rashnoo, M. Jafar, M. Azadi, and M. Azadi, “Influences of reinforcement and displacement rate on microstructure , mechanical properties and fracture behaviors of cylinder-head aluminum alloy,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 255, no. April, p. 123441, 2020, doi: 10.1016/j.matchemphys.2020.123441.
- [117] F. Gu, P. Hall, and N. J. Miles, “Performance evaluation for composites based on recycled polypropylene using principal component analysis and cluster analysis,” *J. Clean. Prod.*, vol. 115, pp. 343–353, 2016, doi: 10.1016/j.jclepro.2015.12.062.
- [118] C. Garcia, Amauri; Spim, Alvares; Santos, *Ensaio dos materiais*, 2nd ed. Rio de Janeiro, 2017.

APÊNDICES

APÊNDICE A – Análise de variância (ANOVA) e Teste Tukey para medições do Si-eutético

Método: Lançamento das hipóteses

Hipótese nula:	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa:	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância:	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
Fator	3	ST; 7h; 12h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ Seq	Contribuição	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	2	14,39	11,26%	14,39	7,193	3,43	0,040
Erro	54	113,36	88,74%	113,36	2,099		
Total	56	127,75	100,00%				

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	PRESQ	R2(pred)
1,44890	11,26%	7,97%	126,309	1,13%

Médias

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
ST	19	4,021	1,657	(3,355; 4,688)
7h	19	3,325	1,226	(2,659; 3,992)
12h	19	2,794	1,432	(2,128; 3,461)

DesvPad Combinado = 1,44890

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

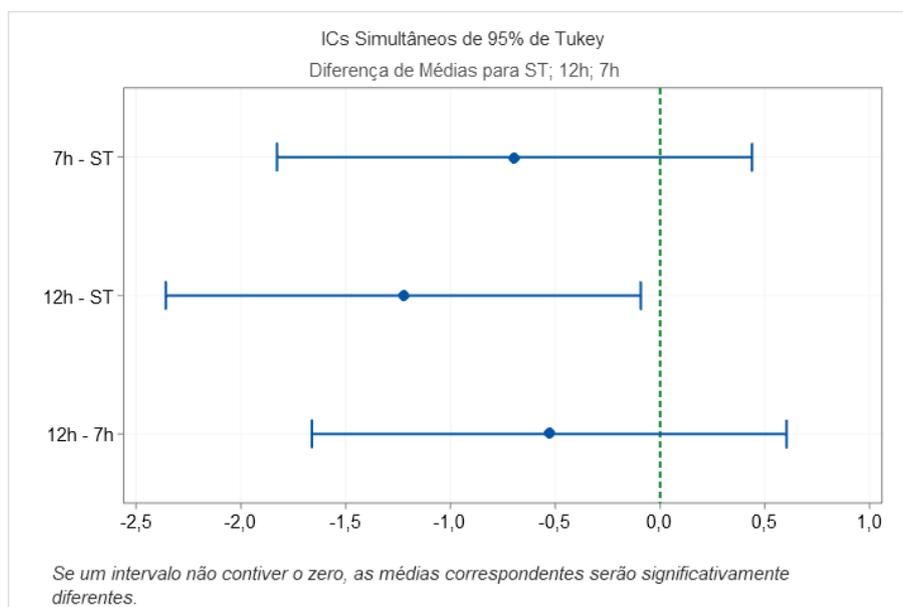
Fator	N	Média	Agrupamento	
ST	19	4,021	A	
7h	19	3,325	A	B
12h	19	2,794	B	

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
7h - ST	-0,696	0,470	(-1,829; 0,437)	-1,48	0,308
12h - ST	-1,227	0,470	(-2,360; -0,093)	-2,61	0,031
12h - 7h	-0,531	0,470	(-1,664; 0,603)	-1,13	0,500

Nível de confiança individual = 98,07%



APÊNDICE B – Análise de variância (ANOVA) e Teste Tukey para medições de dureza

Método: Lançamento das hipóteses

Hipótese nula	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
TT	3	0h; 12h; 7h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	2	2270,45	1135,23	975,37	0,000
Erro	27	31,43	1,16		
Total	29	2301,88			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
1,07884	98,63%	98,53%	98,31%

Médias

TT	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	10	34,650	0,851	(33,950; 35,350)
12h	10	55,600	1,265	(54,900; 56,300)
7h	10	48,500	1,080	(47,800; 49,200)

Desv. Pad Combinado = 1,07884

Comparações Emparelhadas de Tukey

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

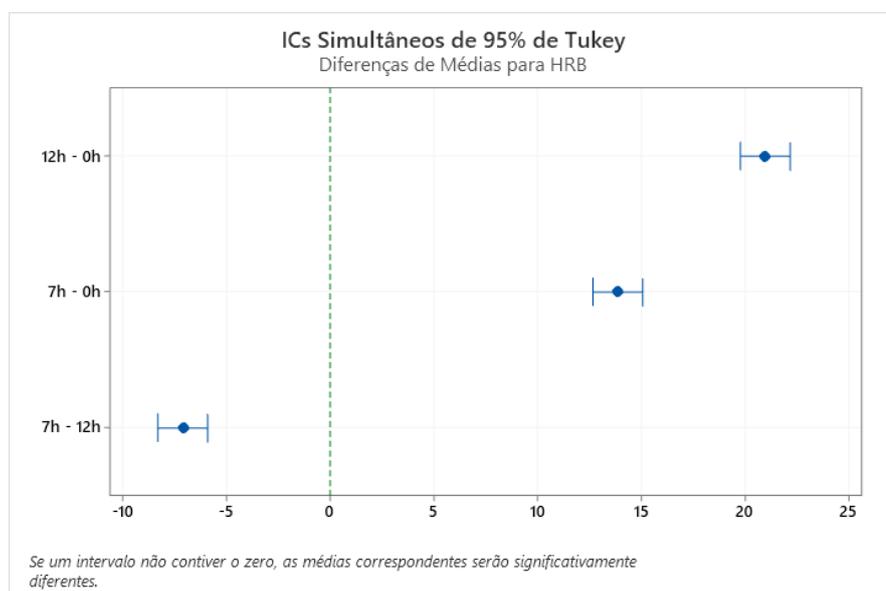
TT	N	Média	Agrupamento
12h	10	55,600	A
7h	10	48,500	B
0h	10	34,650	C

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	20,950	0,482	(19,753; 22,147)	43,42	0,000
7h - 0h	13,850	0,482	(12,653; 15,047)	28,71	0,000
7h - 12h	-7,100	0,482	(-8,297; -5,903)	-14,72	0,000

Nível de confiança individual = 98,04%



APÊNDICE C – Análise de variância (ANOVA) e Teste Tukey para ensaio de impacto

Método: Lançamento das hipóteses

Hipótese nula	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
Fator	3	0h; 12h; 7h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ Seq	Contribuição	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	2	82,418	92,86%	82,418	41,2089	97,60	0,000
Erro	15	6,333	7,14%	6,333	0,4222		
Total	17	88,751	100,00%				

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	PRESQ	R2(pred)
0,649786	92,86%	91,91%	9,12	89,72%

Médias

Fator	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	6	4,900	0,944	(4,335; 5,465)
12h	6	9,833	0,403	(9,268; 10,399)
7h	6	8,900	0,460	(8,335; 9,465)

Desv. Pad Combinado = 0,649786

Comparações Emparelhadas de Tukey

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

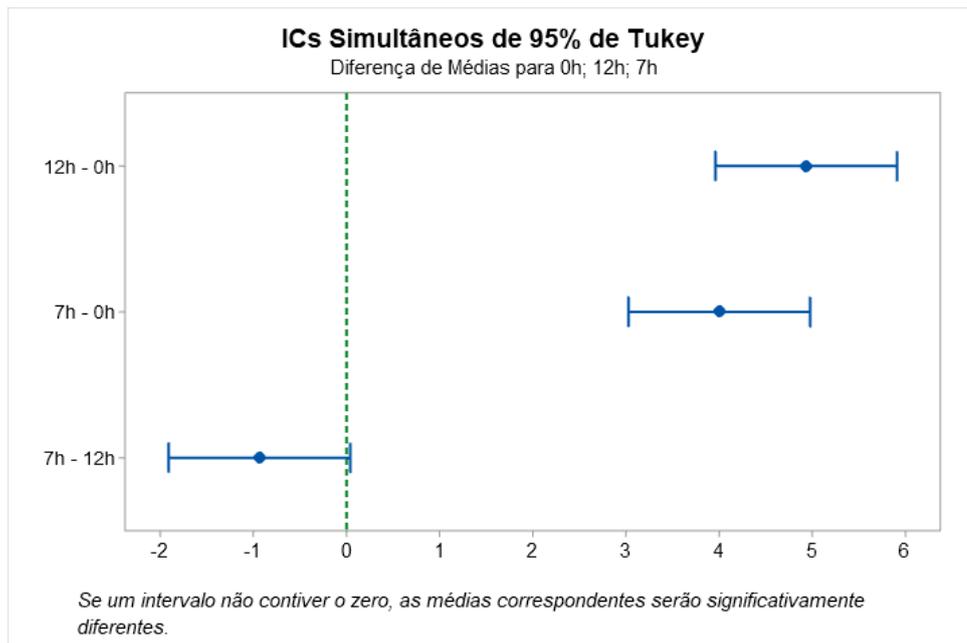
Fator	N	Média	Agrupamento
12h	6	9,833	A
7h	6	8,900	A
0h	6	4,900	B

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	4,933	0,375	(3,960; 5,907)	13,15	0,000
7h - 0h	4,000	0,375	(3,026; 4,974)	10,66	0,000
7h - 12h	-0,933	0,375	(-1,907; 0,040)	-2,49	0,061

Nível de confiança individual = 97,97%



APÊNDICE D – Análise de variância (ANOVA) e Teste Tukey para ensaio de tração

ANOVA com um fator: Limite de escoamento (0,2%)**Método: Lançamento das hipóteses**

Hipótese nula	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
TT	3	0h; 12h; 7h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	2	35657,4	17828,7	312,45	0,000
Erro	12	684,7	57,1		
Total	14	36342,2			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
7,55393	98,12%	97,80%	97,06%

Médias

TT	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	5	110,52	11,50	(103,16; 117,88)
12h	5	192,92	4,98	(185,56; 200,28)
7h	5	226,58	3,76	(219,22; 233,94)

Desv. Pad Combinado = 7,55393

Comparações Emparelhadas de Tukey**Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança**

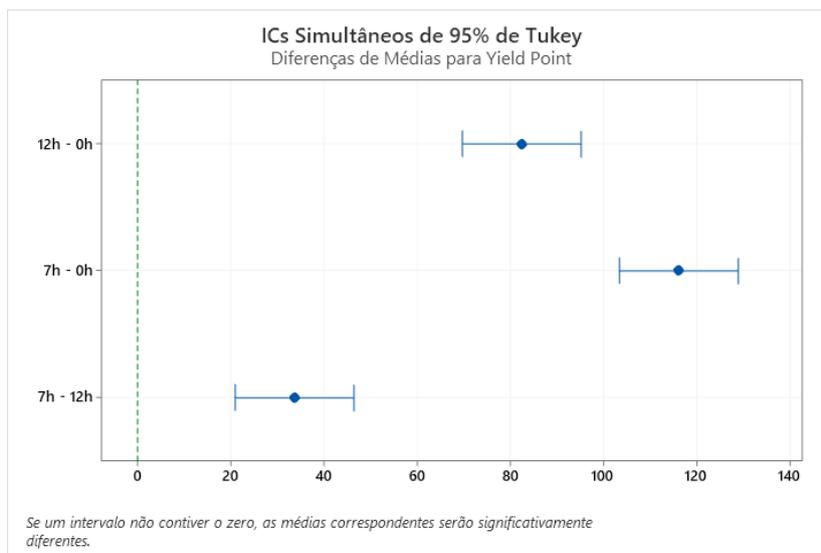
TT	N	Média	Agrupamento
7h	5	226,58	A
12h	5	192,92	B
0h	5	110,52	C

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	82,41	4,78	(69,67; 95,14)	17,25	0,000
7h - 0h	116,06	4,78	(103,33; 128,80)	24,29	0,000
7h - 12h	33,66	4,78	(20,92; 46,39)	7,05	0,000

Nível de confiança individual = 97,94%



ANOVA com um fator: Limite de resistência à tração

Método: Lançamento das hipóteses

Hipótese nula	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
TT	3	0h; 12h; 7h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	2	26832,6	13416,3	183,14	0,000
Erro	12	879,1	73,3		
Total	14	27711,8			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
8,55913	96,83%	96,30%	95,04%

Médias

TT	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	5	177,63	14,00	(169,29; 185,97)
12h	5	269,71	2,37	(261,37; 278,05)
7h	5	264,78	4,27	(256,44; 273,12)

Desv. Pad Combinado = 8,55913

Comparações Emparelhadas de Tukey**Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança**

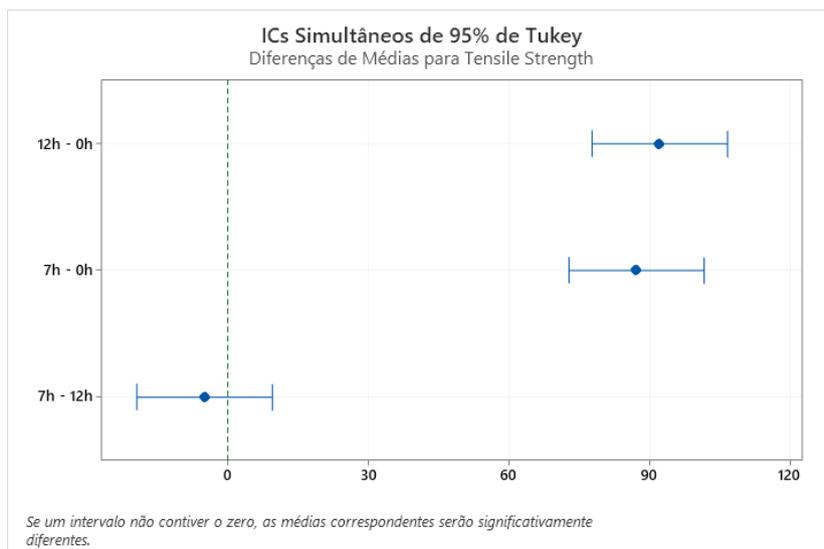
TT	N	Média	Agrupamento
12h	5	269,71	A
7h	5	264,78	A
0h	5	177,63	B

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	92,08	5,41	(77,65; 106,51)	17,01	0,000
7h - 0h	87,15	5,41	(72,72; 101,58)	16,10	0,000
7h - 12h	-4,93	5,41	(-19,36; 9,50)	-0,91	0,644

Nível de confiança individual = 97,94%



ANOVA com um fator: Alongamento (%)

Método: Lançamento das hipóteses

Hipótese nula	Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa	Nem todas as médias são iguais
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Informações dos Fatores

Fator	Níveis	Valores
TT	3	0h; 12h; 7h

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
TT	2	7,825	3,9124	24,20	0,000
Erro	12	1,940	0,1617		
Total	14	9,765			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,402103	80,13%	76,82%	68,95%

Médias

TT	N	Média	Desv. Pad	IC de 95%
0h	5	1,866	0,278	(1,474; 2,258)
12h	5	3,386	0,428	(2,994; 3,778)
7h	5	3,410	0,474	(3,018; 3,802)

Desv. Pad Combinado = 0,402

Comparações Emparelhadas de Tukey**Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança**

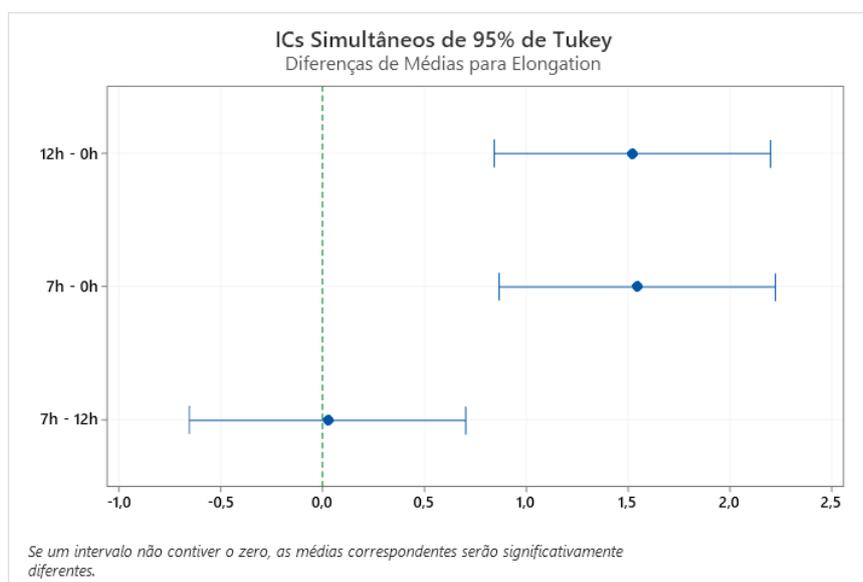
TT	N	Média	Agrupamento
7h	5	3,410	A
12h	5	3,386	A
0h	5	1,866	B

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
12h - 0h	1,520	0,254	(0,842; 2,198)	5,98	0,000
7h - 0h	1,544	0,254	(0,866; 2,222)	6,07	0,000
7h - 12h	0,024	0,254	(-0,654; 0,702)	0,09	0,995

Nível de confiança individual = 97,94%



APÊNDICE E – Análise de agrupamento (Cluster) das observações: Escoamento; resistência à tração, alongamento, dureza, impacto, medição do Si-eutético.

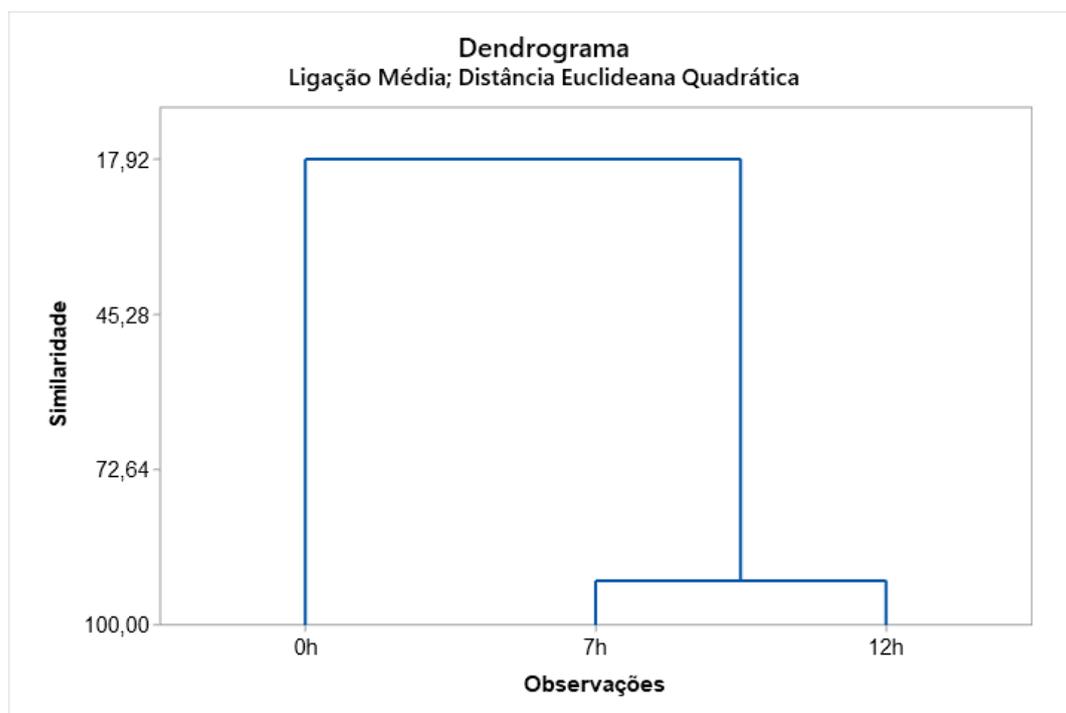
Variáveis Padronizadas, Distância Euclideana Quadrática, Ligação Média

Passos de Amalgamação

Passo	Número de agrupados	Nível de similaridade	Nível de distância	Agrupados reunidos		Novo agrupado	Nº de obs. novo agrupado
1	2	92,1888	1,6351	2	3	2	2
2	1	17,9156	17,1825	1	2	1	3

Partição Final

	Número de observações	Dentro da soma de quadrados do agrupado	Distância média do centroide	Distância máxima do centroide
Agrupado1	3	12	1,94510	2,52543



APÊNDICE F – Análise de agrupamento (Cluster) das variáveis: Escoamento; resistência à tração, alongamento, dureza, impacto, medição do Si-eutético.

Distância do Coeficiente de Correlação, Ligação Média

Passos de Amalgamação

Passo	Número de agrupados	Nível de similaridade	Nível de distância	Agrupados reunidos		Novo agrupado	Nº de obs. Novo agrupado
1	5	99,9710	0,00058	2	3	2	2
2	4	99,9272	0,00146	1	4	1	2
3	3	99,4977	0,01005	1	5	1	3
4	2	97,6914	0,04617	1	2	1	5
5	1	2,7861	1,94428	1	6	1	6

