



LUCAS CORRÊA RINCO

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO NA
POROSIDADE DA LIGA A356**

LAVRAS – MG

2021

LUCAS CORRÊA RINCO

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO NA POROSIDADE DA LIGA
A356**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentada à Universidade Federal de
Lavras, como parte das exigências para a
obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica.

Prof. M.e Filipe Augusto Gaio de Oliveira

Orientador

LAVRAS – MG

2021

Dedico este trabalho à minha família.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela vida, saúde, família e todas as oportunidades concedidas. Agradeço ao meu pai Luciano e à minha mãe Eliene, por todo amor, carinho, cuidado e por todos esforços na minha criação e na minha educação. Devo a eles absolutamente tudo. Agradeço minha irmã Caroline por todo amor, carinho e incentivo. Agradeço às minhas avós por todo amor, cuidado e carinho. Agradeço à minha namorada Mariane, meu grande amor, por todo carinho, amor, cumplicidade e apoio em todos os momentos. Agradeço a todos os meus familiares pelo incentivo durante esta trajetória. Agradeço ao meu orientador Filipe, por toda a ajuda, esforço e ensinamentos na execução deste trabalho. Agradeço ao professor Alex Ribeiro, do DEX-UFLA, pela orientação com os tratamentos estatísticos. Agradeço ao professor Leonardo Pratavieira Deo, por disponibilizar o Laboratório de Processos de Materiais para a pesquisa. Agradeço ao Laboratório de Microscopia Eletrônica e Análise Ultraestrutural da Universidade Federal de Lavras, e a Finep, Fapemig, CNPq e Capes pelo fornecimento dos equipamentos e suporte técnico para experimentos envolvendo microscopia eletrônica. Agradeço a todos os professores e servidores da UFLA que de alguma forma fizeram parte deste trabalho. A todos, muito obrigado. Sem vocês, eu não teria chegado até aqui.

RESUMO

As ligas de alumínio recicladas através da fundição são uma alternativa viável tanto ecologicamente, quanto economicamente, quando comparadas às ligas primárias, obtidas a partir do refino e redução da bauxita. Entretanto, apresentam elevada porosidade, que são concentradores de tensão e podem levar a liga à falha prematura. Além disso, há formação de cristais e fases intermetálicas de ferro e silício com morfologias prejudiciais às suas propriedades mecânicas. Ante o exposto, este trabalho teve como objetivo investigar a influência da temperatura de vazamento da liga A356 em estado bruto de fundição na porosidade e as consequências dela em seu módulo de elasticidade. Para isso, foram realizadas fundições com 3 temperaturas de vazamento diferentes (700 °C, 720 °C, 750 °C), quantificação e medição dos poros a partir do Princípio de Arquimedes e ensaios em Estereoscópio, ensaios MEV e EDS para caracterizações microestruturais, testes de compressão para a obtenção dos módulos de elasticidade e validação estatística dos resultados a partir da análise de variância (ANOVA). Foi constatado empiricamente em consonância com outros trabalhos da literatura, que o aumento da temperatura de vazamento promoveram os aumentos da porosidade e diâmetro dos poros, e como consequência, a liga teve seu módulo de elasticidade reduzido.

Palavras-chave: Fundição. Liga A356. Temperatura de vazamento. Microestrutura. Módulo de Elasticidade.

ABSTRACT

Recycled casting aluminum alloys are a viable alternative both ecologically and economically, when compared to primary alloys, obtained from the refining and reduction of bauxite. However, they have high porosity, which are stress concentrators and can lead to premature failure of the alloy. In addition, there is formation of crystals and intermetallic phases of iron and silicon with morphologies that are harmful to their mechanical properties. Based on the above, this work aimed to investigate the influence of the casting temperature of the A356 alloy in the raw casting state on the porosity and its consequences on its modulus of elasticity. For that to happen, castings were carried out with 3 different casting temperatures (700 °C, 720 °C, 750 °C), quantification and measurement of pores from the Archimedes Principle and tests in Stereoscope, SEM and EDS tests for microstructural characterizations, compression tests to obtain modulus of elasticity and statistical validation of results from analysis of variance (ANOVA). It was empirically verified, in agreement with other works in the literature, the increasing in casting temperature promoted increasing in porosity and pore diameter, and as a consequence, the alloy had its elastic modulus reduced.

Keywords: Foundry. A356 Alloy. Leaking temperature. microstructure. Modulus of Elasticity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Comparação entre o sub-conjunto do Honda Accord 2008 (apenas aço) e Accord 2013 (aço e alumínio)	18
Figura 3.2 – Bloco de motor em liga A356 Chevy LS7: big smallblock	21
Figura 3.3 – Diagrama de Fase para ligas Alumínio-Silício	22
Figura 3.4 – Imagens da microestrutura da liga de Al-6,5%p Si-0,6%p Fe compostas por partículas intermetálicas de (a) α -Al (Fe, Mn) Si com morfologia de Escrita Chinesa e (b) β -AlFeSi.....	24
Figura 3.5 – Microestruturas ópticas de amostras A356: (a) fundição por gravidade; (b) amostras que passaram pelo agitador rheocaster; (c) tixoformada a 590 °C e (d) tixoformada a 600 °C.....	25
Figura 3.6 – Microestruturas ópticas de amostras A356 após tratamento T6: (a) fundição por gravidade; (b) amostras que passaram pelo agitador rheocaster; (c) tixoformada a 590 °C e (d) tixoformada a 600 °C...	26
Figura 3.7 – A microestrutura inicial da liga A356: (a) imagem MEV; (b) mapa de contorno de grão; (c) mapeamento EDS do elemento Al; (d) Mapeamento EDS do elemento Si	27
Figura 3.8 – Análise EDS da liga A356, com elementos sendo representado por cores diferentes e o gráfico com a porcentagem atômica dos elementos na amostra, respectivamente	28
Figura 3.9 – Imagens de MEV da morfologia do Si eutético das amostras da liga A356	30
Figura 3.10 – (a) As verdadeiras curvas de tensão-deformação de tensão e C-15%, (b) as taxas de endurecimento de deformação de tensão e Compressão de 15%, (c) as curvas verdadeiras de tensão-deformação de compressão sob diferentes valores de deformação, (d) as taxas de endurecimento por deformação de compressão de 70%, (e) a morfologia das amostras deformadas	31
Figura 3.11 – As micrografias ópticas de diferentes amostras: (a) o material inicial, (b) amostra de tensão, (c) C compressão a 15%, (d) C compressão a 30%, (e) Compressão a 50%, (f) Compressão a 70 %	32
Figura 3.12 – Fractografia de (a) Al 356-WO-UT (b) Sr-Al 356-WO-UT e (c) Sr-Al 356-W- UT %	33
Figura 3.13 – Nível de porosidade nas amostras Al 356-WO-UT, Al 356-W-UT, Sr-Al 356- WO-UT e Sr-Al 356-W-UT pelo Princípio de Arquimedes	34
Figura 3.14 – Princípio de Arquimedes (Empuxo).....	35
Figura 3.15 – Diagrama tensão-deformação (deformação elástica linear)	39
Figura 3.16 – Diagrama tensão-deformação (deformações elástica e plástica).....	40
Figura 4.1 – Forno Elétrico Utilizado	41
Figura 4.2 – Modelo de Lingote Utilizado	42
Figura 4.3 – Desenho esquemático do molde	43
Figura 4.4 – Molde metálico imerso em areia	43
Figura 4.5 – Cortadora Metalográfica	44
Figura 4.6 – Primeiro corte (longitudinal)	44
Figura 4.7 – Amostra grande	45
Figura 4.8 – Amostra pequena.....	45

Figura 4.9 – Polimento.....	46
Figura 4.10 – Equipamento MEV utilizado, com EDS acoplado.....	46
Figura 4.11 – Estereoscópio	48
Figura 4.12 – Becker utilizado para o Princípio de Arquimedes.....	49
Figura 4.13 – Balança de precisão.....	49
Figura 4.14 – Prensa Hidráulica	50
Figura 4.15 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 1	52
Figura 4.16 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 2	52
Figura 4.17 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 3	53
Figura 4.18 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 4	53
Figura 4.19 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 5	53
Figura 4.20 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 6	54
Figura 4.21 – Análise de Variância.....	56
Figura 4.22 – Análise de Regressão.....	56
Figura 4.23 – Gráfico do modelo descritivo de 1° grau	57
Figura 4.24 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 1 radial e longitudinal, respectivamente	58
Figura 4.25 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 2 radial e longitudinal, respectivamente	58
Figura 4.26 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 3 radial e longitudinal, respectivamente	58
Figura 4.27 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 4 radial e longitudinal, respectivamente	59
Figura 4.28 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 5 radial e longitudinal, respectivamente	59
Figura 4.29 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 6 radial e longitudinal, respectivamente	59
Figura 4.30 – Análise de Variância.....	60
Figura 4.31 – Análise de Regressão.....	61
Figura 4.32 – Gráfico de Dispersão – Diâmetro dos poros x Temperatura de vazamento.....	62
Figura 4.33 – Análise ANOVA para os módulos de elasticidade.....	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Produção e consumo de alumínio primário em 2019.....	17
Tabela 3.2 – Comparativo entre as propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.....	17
Tabela 3.3 – Classificação de ligas de alumínio de fundição	18
Tabela 3.4 – Propriedades da Liga A356.....	19
Tabela 3.5 – Composição da Liga A356	20
Tabela 3.6 – Lista de propriedades térmicas e grandezas termodinâmicas da liga A356 em estado bruto de fundição.....	20
Tabela 3.7 – Propriedades mecânicas da liga A356 em estado bruto de fundição	20
Tabela 4.1 – Composição Química dos lingotes utilizados.....	42
Tabela 4.2 – Dimensões das amostras	44
Tabela 4.3 – Tratamento e níveis	51
Tabela 4.4 – Massas específicas para as amostras vazadas a 700 °C.....	55
Tabela 4.5 – Massas específicas para as amostras vazadas a 720 °C.....	55
Tabela 4.6 – Massas específicas para as amostras vazadas a 750 °C.....	55
Tabela 4.7 – Valor médio dos diâmetros dos poros	60
Tabela 4.8 – Valores de força para tensão de escoamento	63
Tabela 4.9 – Módulos de elasticidade por temperaturas de vazamento	63

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1 – Cálculo da Massa Específica	35
Equação 3.2 – Hipótese Nula	36
Equação 3.3 – Hipótese Alternativa	36
Equação 3.4 – Soma dos Quadrados.....	36
Equação 3.5 – Média dos Quadrados.....	37
Equação 3.6 – Equação dos Mínimos Quadrados	37
Equação 3.7 – Matriz de saída.....	38
Equação 3.8 – Cálculo da Tensão.....	38
Equação 3.9 – Cálculo da Deformação.....	38
Equação 3.10 – Lei de Hooke	39
Equação 4.1 – Equação de 1º grau para massa específica (Regressão).....	57
Equação 4.2 – Equação de 1º grau para massa específica (Regressão).....	62

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivo Geral	15
1.2	Objetivos Específicos	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1	O Alumínio	16
2.2	Nomenclatura, composição e propriedades da liga A356	18
2.3	Fundição	21
2.4	Solidificação.....	22
2.5	Contaminação da Liga por Elementos de Ferro.....	23
2.6	MEV e EDS.....	24
2.7	Influência do Teor de Silício na Liga	28
2.8	Porosidade	28
2.9	Pesquisas Recentes Envolvendo a Fundição da liga A356.....	29
2.10	Princípio de Arquimedes.....	34
2.11	ANOVA.....	36
2.12	Análise de Regressão	37
2.13	Tensão Deformação	38
3	METODOLOGIA.....	41
3.1	Fundição da Liga A356	41
3.2	Processos de Corte.....	43
3.3	Preparação das Amostras.....	45
3.4	MEV e EDS.....	46
3.5	Porosidade	47
3.5.1	Estereoscópio	47
3.5.2	Princípio de Arquimedes.....	48
3.6	Ensaio de Compressão	49
3.7	Tratamento Estatístico	50
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1	MEV e EDS.....	52
4.2	Porosidade	54
4.3	Princípio de Arquimedes	54

SUMÁRIO

4.4	Estereoscópio	58
4.5	Ensaio de Compressão	62
5	CONCLUSÃO	65
6	REFERÊNCIAS	66

1 INTRODUÇÃO

Hodiernamente, a indústria metal-mecânica evolui de modo exponencial com o intuito de desenvolver projetos que sejam econômicos e eficientes. A escolha dos materiais utilizados em projetos de Engenharia passa por um rigoroso critério de avaliação microestrutural, para atender às demandas por melhores propriedades mecânicas e físicas.

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas nas indústrias automobilística e aeronáutica, por conta de sua leveza, baixo ponto de fusão, elevada resistência específica. Além disso, apresentam elevada resistência à corrosão e são infinitamente recicláveis.

A liga A356 faz parte do sistema Al-Si. Por possuir uma menor massa específica em relação ao aço e cobre, ela é amplamente utilizada em componentes que requerem pouco peso, mas ao mesmo tempo, que tenha alta resistência mecânica. Além disso, as ligas de alumínio de um modo geral, apresentam uma baixa oxidação e um baixo coeficiente de expansão térmico, fazendo com que tenham uma vida útil longa.

Ligas primárias de alumínio são obtidas a partir do refino e redução da bauxita. Denomina-se como secundárias, as ligas recuperadas através dos processos de reciclagem. O processo de fundição é responsável pelo consumo de apenas 6% da energia elétrica necessária para se produzir ligas primárias. Além disso, a reciclagem é um processo altamente sustentável, quando comparada à produção de ligas primárias, por conta da não realização da mineração.

A porosidade é um defeito muito comum apresentado em metais vazados. Nas ligas secundárias de alumínio, as porosidades são causadas pela redução da solubilidade de hidrogênio no metal líquido, a partir da redução da temperatura no processo de solidificação, gerando bolhas e aprisionamento de gases. Com isso, elevam-se os pontos concentradores de tensão, levando a liga à falha prematura.

Nas ligas fundidas do sistema Al-Si, a temperatura de vazamento influencia diretamente na porosidade, na formação de cristais e fases intermetálicas de ferro e silício com morfologias indesejadas. Essas alterações microestruturais são responsáveis pela variação dos módulos de elasticidade da liga. Portanto, a escolha da temperatura de vazamento é fundamental durante o processo de fundição.

A melhor escolha dos parâmetros de fundição que otimizam a microestrutura da liga e suas propriedades mecânicas, é obtida através do estudo contínuo. Diante disso,

torna-se imprescindível a pesquisa científica acerca da temperatura de vazamento que reduz a porosidade e a formação de fases intermetálicas indesejadas da liga A356, para que seu módulo de elasticidade seja otimizado.

1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é investigar e correlacionar a influência da temperatura de vazamento da liga A356 na sua porosidade, nos elementos microestruturais de ferro e silício, e a influência desses parâmetros em seu módulo de elasticidade.

1.2 Objetivos Específicos

- Realizar o processo de fundição em molde permanente da liga A356, a partir de três temperaturas de vazamento diferentes;
- Analisar as morfologias das fases intermetálicas de ferro e silício em sua microestrutura;
- Quantificar a porosidade da liga;
- Calcular os módulos de elasticidade da liga para as três temperaturas de vazamento;
- Correlacionar as microestruturas e porosidades com os resultados dos módulos de elasticidade;

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Ligas de alumínio recicladas são utilizadas no mundo todo como uma alternativa econômica e sustentável em detrimento das ligas primárias, obtidas a partir do refino e redução da bauxita. A liga A356 secundária, recuperada através dos processos de reciclagem, é amplamente aplicada em componentes aeroespaciais e automobilísticos. Existem diversos parâmetros nos processos de fundição que são responsáveis pela variação microestrutural e, como consequência, a alteração de suas propriedades mecânicas e físicas. Diante disso, faz-se necessário o aprofundamento do conhecimento acerca do assunto a partir da revisão de literatura.

2.10 Alumínio

De acordo com Kawashima *et al.* (2016), o alumínio é um dos metais não ferrosos mais utilizados no mundo. Ele não é encontrado diretamente na natureza, sendo obtido a partir do minério bauxita, refinada em alumina (Al_2O_3) por meio do processo Bayer, inventado por Carl Josef Bayer no ano de 1887. A alumina é fundida pelo processo Hall-Héroult para produzir alumínio metálico.

Segundo Melo *et al.* (2018), a demanda mundial de bauxita é de mais 160 milhões de toneladas. Os principais produtores de bauxita incluem Austrália, China, Brasil, Índia e Guiné. Além disso, as reservas atuais são estimadas em 55-75 bilhões de toneladas, estando localizadas principalmente na África (32%), Oceania (23%), América do Sul e Caribe (21%) e Ásia (18%). Nos Estados Unidos existem pequenas reservas do minério e estão localizadas nos Estados Arkansas, Alabama e Geórgia.

A seguir, na tabela 3.1 de ABAL (2020), estão expressos a produção e consumo de alumínio primário no mundo, sendo a Ásia a maior produtora e consumidora, com grande margem de diferença para os demais continentes.

Tabela 3.1: Produção e consumo de alumínio primário em 2019.

CONTINENTE	PRODUÇÃO	CONSUMO
	10 ³ Toneladas	10 ³ Toneladas
Ásia	47 211,9	46 545,5
Europa	8 305,8	8 639,6
América	5 116,2	6 728,9
Oceania	1 920,6	283,8
África	1 643,0	610,4
Total	64197,5	628080,2

Fonte: ABAL (2020).

Na tabela 3.2 de ABAL (2017), está expresso comparativo entre as propriedades físicas dos materiais alumínio, aço e cobre.

Tabela 3.2 - Comparativo entre as propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.

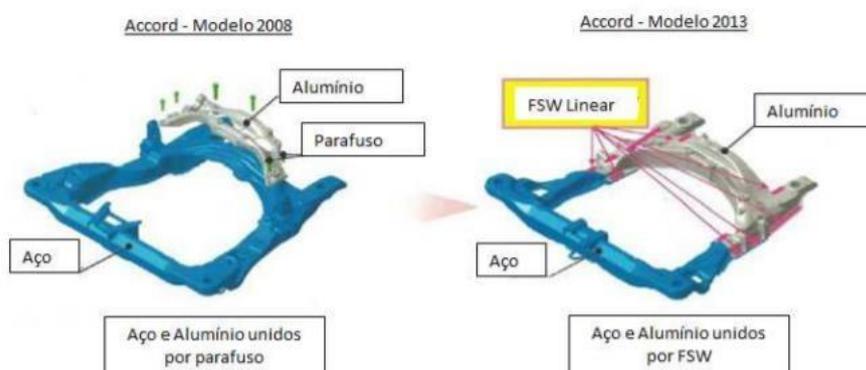
PROPRIEDADES	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm^3)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão ($^{\circ}C$)	660	1 500	1 083
Módulo de elasticidade (kg/mm^2)	70 000	205 000	110 000
Coefficiente de Dilatação Térmica ($L/^{\circ}C$)	23×10^{-6}	$11,7 \times 10^{-6}$	$16,5 \times 10^{-6}$
Condutibilidade térmica a 25 $^{\circ}C$ ($cal/cm/^{\circ}C$)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade Elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: ABAL (2017).

Observa-se que a densidade do alumínio é de aproximadamente 34,4% da densidade do aço, ou seja, uma simples substituição de uma peça de aço por outra com dimensões iguais de alumínio pode acarretar em uma redução em peso de até 65,6%. Segundo Perry (1980), por possuir baixa densidade e relativa resistência mecânica, quando comparado ao aço, possui elevada resistência específica, principalmente na forma de ligas.

De acordo com Almeida (2015), no conjunto do chassi do veículo Honda Accord 2013, antes feito apenas de aço, também foi inserido alumínio, o que fez o peso do chassi reduzir cerca de 25 % do peso do chassi. As imagens do antes e depois chassi, estão expressas na figura 3.1, de Almeida (2015).

Figura 3.1 – Comparação entre o sub-conjunto do Honda Accord 2008 (apenas aço) e Accord 2013 (aço e alumínio).



Fonte: Almeida (2015).

2.2 Nomenclatura, composição e propriedades da liga A356

De acordo com Moreira (2017), a American Aluminium Association (AAA), segrega as ligas de fundição de acordo com a sua composição química. A seguir, na tabela 3.3 de Moreira (2017), está expressa essa classificação.

Tabela 3.3 – Classificação de ligas de alumínio de fundição.

Série	Elementos principais de liga
1xx.x	Al comercialmente puro (grau de pureza de 99,00% ou maior)
2xx.x	Al-Cu
3xx.x	Al-Si-Mg/Cu
4xx.x	Al-Si
5xx.x	Al-Mg
6xx.x	Não utilizadas
7xx.x	Al-Zn
8xx.x	Al-Sn
9xx.x	Al-outros elementos (não utilizadas)

Fonte: Moreira (2017).

De Moreira (2017), define-se a leitura das designações da seguinte forma:

(...) na série de ligas 1xx.x, os 2º e 3º dígitos representam a pureza da liga de alumínio; nas séries compreendidas entre 2xx.x e 8xx.x, os 2º e 3º dígitos auxiliam a identificação individual das ligas dentro do seu próprio grupo; em todas as séries, o número decimal indica o estado da liga, podendo este ser bruto de fundição (0), lingote standard (1) e lingote standard com composição química próxima do original, mas dentro

dos limites (2). Caso haja variações na composição das ligas, como por exemplo a adição de elementos de liga modificadores e afinadores de grão (que ultrapassam os limites de composição química estabelecidos), devem ser utilizadas letras no início da designação).

Onder (2015), explicita em seu trabalho, que a AAA segrega as ligas trabalháveis (1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) e as tratáveis termicamente (2XXX, 6XXX e 7XXX). A partir dessa segregação, faz-se a classificação de seus elementos majoritários e evidencia as suas utilizações a partir das propriedades mecânicas e físicas.

As ligas de alumínio designadas como 356, pertencem à classe 3XX.X da “Aluminium Association”, cujo elemento principal é o Silício, como visto na tabela 3.3, de Moreira (2017). De acordo com Silva Junior (2008), essa liga possui média resistência mecânica, excelente fluidez e estanqueidade sob pressão, boa resistência à corrosão e usinabilidade, sendo aplicada majoritariamente em fundição em molde permanente de areia. A seguir, na tabela 3.4 de ASM (2004), estão as propriedades da Liga A356.

Tabela 3.4 – Propriedades da Liga A356.

CARACTERÍSTICAS	VALORES
Densidade (g/cm^3)	2,685 a 20 °C
Calor Específico ($J/(kg \cdot K)$)	963 a 100 °C
Calor Latente de Fusão (°C)	615
Temperatura em estado sólido (°C)	555
Temperatura de fusão (°C)	675 a 815 °C
Temperatura de vazamento (°C)	675 a 790 °C

Fonte: ASM (2004).

Sua composição química é definida por norma pela norma ABNT ISO 209 de 2010, como expresso na tabela 3.5 de ABNT (2010).

Tabela 3.5 – Composição da Liga A356.

Elementos	% na liga A356
Si	6,5 – 7,5
Mg	0,25 – 0,45
Cu	0,2
Mn	0,1
Fe	0,2
Zn	0,1
Ti	0,2
Outros (cada)	0,05
Outros (total)	0,15

Fonte: ABNT (2010).

A seguir, nas tabelas 3.6 e 3.7 de Gonçalves (2021), constam as propriedades termodinâmicas e mecânicas da liga A356 em estado bruto de fundição, respectivamente.

Tabela 3.6 – Propriedades térmicas e grandezas termodinâmicas da liga A356 em estado bruto de fundição.

PROPRIEDADES	VALORES
Temperatura de Liquidus (°C)	615
Temperatura de Solidus (°C)	555
Coefficiente de Expansão Térmica ($\times 10^{-6} K^{-1}$), 20 a 30 °C	23,5

Fonte: Gonçalves (2021).

Tabela 3.7 – Propriedades mecânicas da liga A356 em estado bruto de fundição.

PROPRIEDADES	VALORES
Tensão de Resistência à tração (Mpa)	260
Limite de Escoamento (MPa)	194
Alongamento (%)	4
Tensão de compressão (Mpa)	194

Fonte: Gonçalves (2021).

Além disso, Gonçalves (2021), expõe em seu trabalho que a liga ASTM A356, por possuir boa vazabilidade, é ideal para ser utilizada em componentes leve com formas variadas, aplicando-se bem em situações onde se exige boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão. Um exemplo de aplicação para esta liga está expresso na figura 3.2 de Parreiras (2014), que é a confecção de blocos de motores, possuindo a vantagem de serem reciclados ao final de sua vida útil.

Figura 3.2 - Bloco de motor em liga A356 Chevy LS7: big smallblock.



Fonte: Parreiras (2014).

2.3 Fundição

De acordo com Baldam (2014), o alumínio é fundido por diversos modos. O autor destaca, que os principais processos de fundição existentes são: moldagem em areia, moldagem em casca, sob pressão, shell molding, cold box, fundição de precisão, centrífuga e alta precisão. A escolha do processo depende de diversos fatores, como forma, geometria, peso, complexidade, número de peças. Para a liga A356, os moldes mais utilizados são os de areia e o permanente (ou coquilha), que são os mais utilizados para a produção de componentes automotivos, como é o caso do motor expresso na figura 3.2.

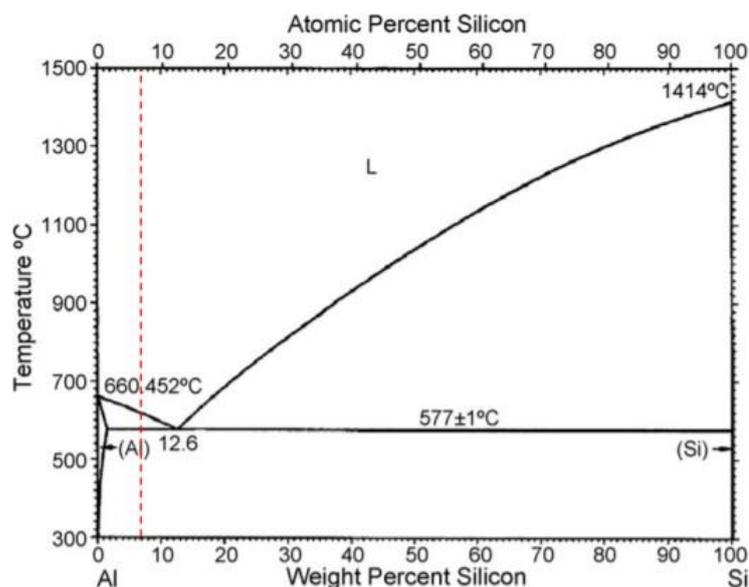
De acordo com Groover (2017), a utilização do molde permanente no processo de fundição é mais vantajosa em relação ao molde de areia quando se deseja realizar repetidos processos de fundição utilizando o mesmo molde, sendo, portanto, uma opção mais econômica em operações de alta produção. O molde é metálico (ou material refratário), que tem capacidade de suportar elevadas temperaturas de metal vazado.

Gonçalves (2021), explicita em seu trabalho, que os elementos de liga que compõem as ligas de alumínio, para fundição, são divididos em três grupos: principais, dopantes e impurezas, sendo que esses podem desempenhar papéis diferentes, de acordo com a natureza da liga. Majoritariamente, são adicionados os elementos magnésio, cobre, zinco e silício à liga, sendo classificados como elementos principais. Ainda diz, que as ligas de alumínio para fundição são as do tipo Al-Si (4xx.x) ou Al-Si-Mg (3xx.x), que é o caso da liga A356.

2.4 Solidificação

Segundo Gonçalves (2021), por possuir um teor de silício em torno de 7%, a liga A356 é uma liga hipoeutética em seu diagrama de fases. A seguir, na figura 3.3, está expresso o diagrama de fases da liga.

Figura 3.3 – Diagrama de Fase para ligas Alumínio-Silício.



Fonte: Gonçalves (2021).

De acordo com a figura 3.3 de Gonçalves (2021), é possível verificar que a solubilidade do silício na liga aumenta com o aumento da temperatura de vazamento.

Segundo Gonçalves (2021), a solidificação se inicia nas paredes da cavidade do molde, em direção ao centro da cavidade. De acordo com Groover (2017), o resultado disso é o aparecimento de grãos finos próximos a parede do molde, seguidos de grãos colunares que crescem em direção ao centro do molde.

Os primeiros cristais dendritas primárias de fase α -Al se formam no momento em que a temperatura do metal nas paredes do molde é inferior à temperatura de liquidus, segundo Gonçalves (2021). Além disso, durante o crescimento das dendritas primárias, a superfície fica instável, dando origem às dendritas secundárias. Ao alcançar a temperatura eutética, que gira em torno de 577 °C, origina-se o processo de solidificação do composto eutético, que é rico em silício. Como consequência do crescimento dendrítico, tem-se a fragilidade do material.

2.5 Contaminação da Liga por Elementos de Ferro

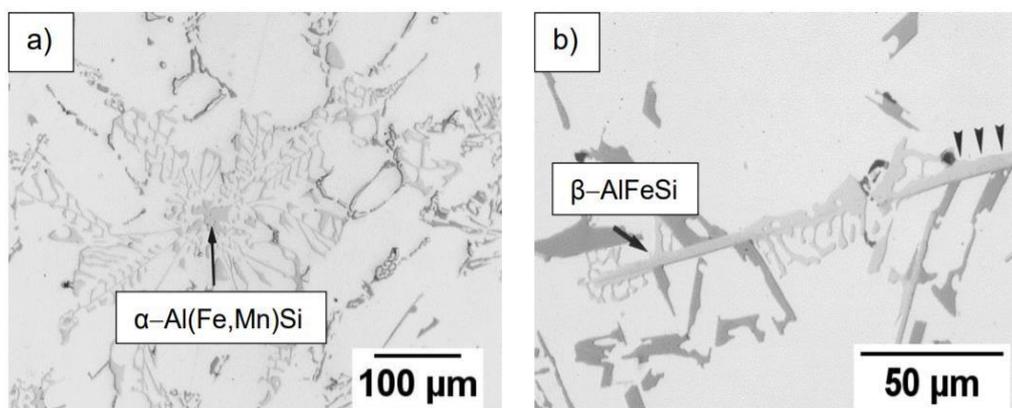
Segundo Freitas (2019), o grande impasse em se utilizar ligas de Al-Si recicladas é a incorporação de partículas de ferro em sua microestrutura. Por conta da baixa solubilidade do ferro no alumínio, formam-se partículas intermetálicas, que são as fases α -Al (Fe,Mn)Si e β -AlFeSi.

Ainda de acordo com Freitas (2019), a morfologia de placas/agulhas aumenta a concentração de tensões, tornando as fases do tipo β mais malélicas, por reduzir a ductilidade da liga. É importante dizer que o comprimento dessas dendritas primárias aumenta com o aumento do teor de ferro na liga e com a redução da taxa de resfriamento.

Além disso, a presença da fase β é diretamente proporcional ao aumento da porosidade na liga. De acordo com Moustafa (2009), isso se deve à formação de fases intermetálicas ricas em ferro, que impedem o metal líquido de preencher os espaços entre as ramificações.

Já a fase α , possui estrutura poligonal quando está em fase primária e de Escrita Chinesa ou espinha de peixe, sendo formada na fase final do processo de solidificação. Segundo Samuel (1996), o fator determinante para a formação da fase α em detrimento da fase β é o aumento da taxa de resfriamento, responsável pela difusão e dispersão das partículas intermetálicas β -AlFeSi, reduzindo seu tamanho ou ocasionando a formação da fase α -AlFeSi em seu lugar. Com isso, devido a sua morfologia complexa (caracteres chineses ou espinha de peixe), dificulta-se a propagação de trincas, evitando a ocorrência de um efeito negativo sobre suas propriedades mecânicas. A seguir, na figura 3.4, estão expressas as fases α e β , respectivamente.

Figura 3.4 – Imagens da microestrutura da liga de Al-6,5%p Si-0,6%p Fe compostas por partículas intermetálicas de (a) α -Al (Fe, Mn) Si com morfologia de Escrita Chinesa e (b) β -AlFeSi.



Fonte: Samuel (1998).

Como visto na figura 3.4, as fases intermetálicas α que possuem Fe e Mn em sua composição, substituem a fase matriz, que é formada majoritariamente por Al e Si.

De acordo com Zhang (2018), as ligas em sua totalidade, são dependentes de sua microestrutura, que é a responsável por suas propriedades. Existem alguns métodos que são empregados com o intuito de refinar a microestrutura das ligas de alumínio. Dentre eles, pode-se destacar a adição de modificadores e refinadores, a taxa de resfriamento durante a fundição, ultrassom de potência e agitação eletromagnética, que são capazes de neutralizar a formação das fases intermetálicas.

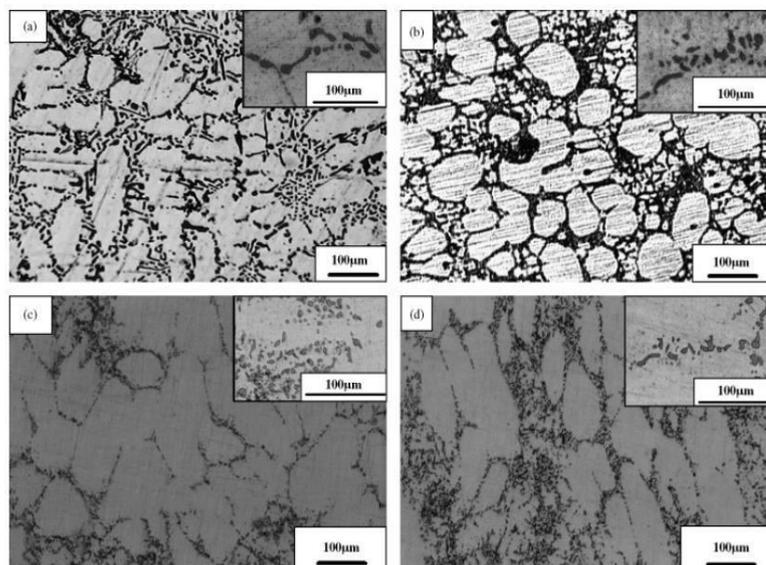
2.6 MEV e EDS

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) é muito utilizado em análises microestruturais de ligas de alumínio. De acordo com Reed (1996), ele é capaz de fornecer aumentos de até 300.000 vezes, sendo a imagem formada pela incidência de um feixe de elétrons, promovendo a emissão de elétrons secundários, retroespalhados, Auger e absorvidos e raios X característicos e de catodoluminescência. A imagem obtida nos ensaios representa o mapeamento e a contagem de elétrons secundários (SE - secondary electrons) e retroespalhados (BSE - backscattering electrons) emitidos pelo material analisado. Já o EDS (Detector de Energia Dispersiva), fica acoplado ao MEV e é utilizado para a caracterização química do material analisado.

No trabalho de Tahamtan *et al.* (2009), foram realizadas fundições da liga A356 por tixofundição, por agitador mecânico do tipo rheocaster e por gravidade, sendo reaquecidas após o tratamento térmico a temperaturas entre 590 °C 600 °C.

As amostras passaram por ensaios MEV e os resultados estão expressos na figura 3.5. Na imagem (a) da figura 3.5, está expresso a microestrutura da amostra fundida por gravidade. Na imagem (b), está expressa a microestrutura das amostras que passaram por um agitador magnético do tipo rheocast. Nas imagens (c) e (d), as amostras produzidas a partir da tixofundição, que é a fundição da liga em estado semi-sólido.

Figura 3.5 - Microestruturas ópticas de amostras A356: (a) fundição por gravidade; (b) amostras que passaram pelo agitador rheocaster; (c) tixoformada a 590 °C e (d) tixoformada a 600 °C.

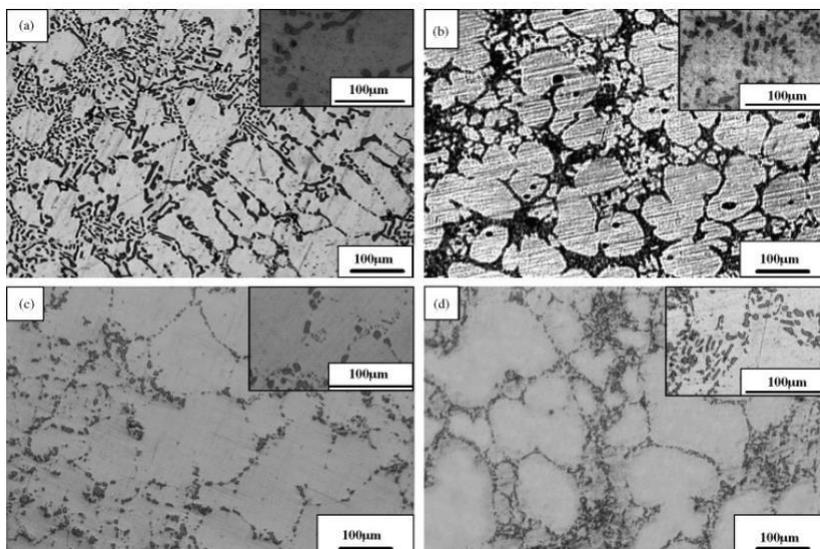


Fonte: Tahamtan *et al.* (2009).

Depois, Tahamtan *et al.* (2009) realizou análises MEV com as amostras com a mesma configuração da figura 3.5, porém, submetendo-as ao tratamento térmico T6, que envolve a solubilizar e envelhecer a liga por um período de 24 horas, alterando sua microestrutura. A seguir, na figura 3.6, estão expressas as imagens MEV das amostras após passarem pelo tratamento.

Figura 3.6 - Microestruturas ópticas de amostras A356 após tratamento T6:

(a) fundição por gravidade; (b) amostras que passaram pelo agitador magnético; (c) tixofornada a 590 °C e (d) tixofornada a 600 °C.

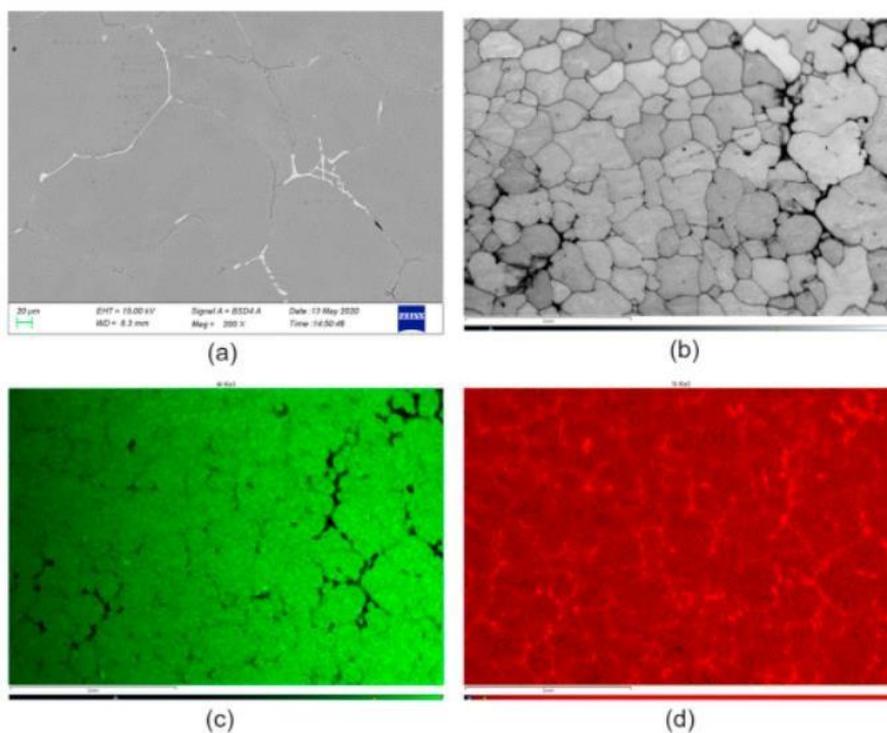


Fonte: Tahamtan *et al.* (2009).

Através dos ensaios de Tahamtan *et al.* (2009), foram visualizadas as formas dendríticas da fase α -AlFeSi nas amostras fundidas por gravidade. As amostras que passaram pelo processo de agitação magnética, a fase alfa equiaxial primária foi encontrada uniformemente distribuída. Durante o tratamento T6, foram aplicados gradientes de pressão alterando as taxas de solidificação das amostras, resultando em uma alteração da microestrutura nos formatos e tamanhos das partículas eutéticas de silício.

No trabalho de Yu *et al.* (2020), além do ensaio MEV, também foram realizadas análises EDS para avaliar o comportamento da liga A356 em estado bruto, sendo realizados ensaios de compressão a partir de temperaturas variando de 300 a 500 °C. A seguir, na figura 3.7 de 25utéct *al.* (2020), estão expressas as análises MEV e EDS para a liga A356 antes do processo de compressão. Nelas, é possível verificar os contornos de grão da liga através das imagens MEV e EDS, e também, o mapeamento dos elementos Al e Si na liga através do ensaio EDS.

Figura 3.7 – A microestrutura inicial da liga A356: (a) imagem MEV; (b) mapa de contorno de grão; (c) mapeamento EDS do elemento Al; (d) Mapeamento EDS do elemento Si.

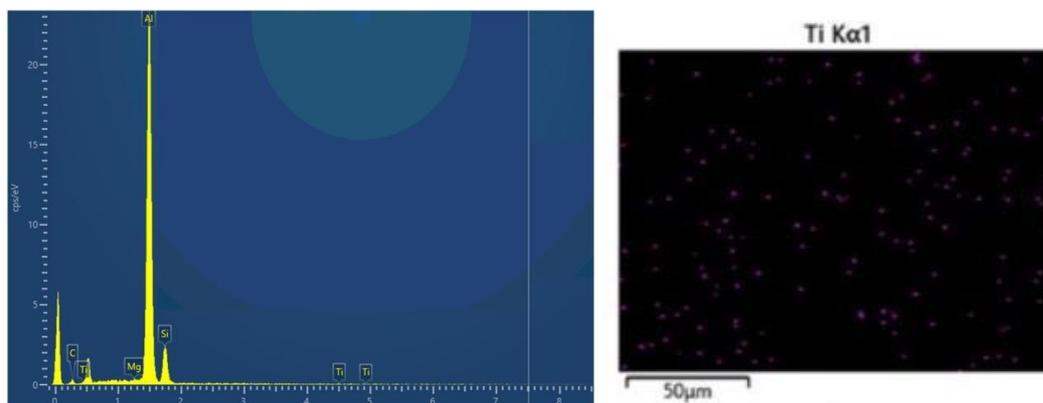


Fonte: Yu *et al.* (2020).

No trabalho de Yu *et al.* (2020), foi constatado que o aumento da temperatura de compressão promove a recristalização da liga A356. Além disso, mais grãos de recristalização finos foram obtidos para uma taxa de deformação mais alta.

No trabalho de Joseph *et al.* (2021), foi realizado um ensaio EDS da liga A356 para a investigação da presença de elementos de titânio (Ti). Foi comprovado a presença do elemento através do mapeamento químico e também, observado sua dispersão homogênea na microestrutura da liga, como expresso na figura 3.8.

Figura 3.8 – Análise EDS da liga A356, com elementos sendo representado por cores diferentes e o gráfico com a porcentagem atômica dos elementos na amostra, respectivamente.



Fonte: Joseph *et al.* (2021).

2.7 Influência do Teor de Silício na Liga

De acordo com Ferrarini (2005), o silício (Si) é utilizado em até 13% de porcentagem de peso em ligas de alumínio, sendo o elemento mais usado comercialmente nas ligas para fundição. A sua presença, é responsável pelo aumento da fluidez do alumínio líquido, fazendo com que ele flua melhor a partir das paredes rugosas do molde e com isso, a liga fundida reproduz perfeitamente detalhes do molde. Além disso, o Si é responsável pela redução da porosidade e do coeficiente de expansão térmica, sendo que, em altos teores ele torna difícil a usinagem.

Entretanto, segundo Freitas (2019), algo frequente na microestrutura de ligas do tipo Al-Si são as fases intermetálicas de silício conectadas, que podem causar uma redução de sua ductilidade, que por consequência aumenta a fragilidade da liga. Isso pode ser corrigido a partir da elevação da taxa de resfriamento após o vazamento no processo de fundição, ou até mesmo, a adição de elementos de estrôncio ou sódio no banho metálico. Assim, consegue-se alterar as placas grosseiras de silício para o formato de fibras.

2.8 Porosidade

De acordo com Moreira (2017), a porosidade é um dos defeitos mais comuns em metais vazados, e, portanto, é um importante fator de rejeição por parte da indústria, dos componentes advindos do processo de fundição. A geração de porosidade em ligas de alumínio ocorre durante a etapa de solidificação do processo de fundição. Como consequência, a área efetiva amostral é reduzida, aumentando concentradores de tensões, causando a falha prematura da liga.

Segundo Moreira (2017), a porosidade nas ligas de Al é causada pela diminuição da solubilidade do hidrogénio com redução da temperatura durante a solidificação. Ao reagir com a cavidade do molde, oxidando a altas temperaturas, geram-se bolhas de aprisionamento de gases, que resultam na ocorrência da porosidade.

De acordo com Mishra e Sharma (2016), o pré-aquecimento do molde no processo de fundição resulta em um baixo gradiente térmico entre a parede do molde e a liga líquida, durante a solidificação. Conseqüentemente, uma menor taxa de solidificação do fundido resulta uma porosidade mais baixa. Portanto, quanto menor a temperatura de vazamento, menor é o gradiente de temperatura com o meio e por conseguinte, uma menor porosidade na liga.

Segundo Jahangiri (2017), com o aumento da temperatura de vazamento da liga, aumentam-se tanto número de poros quanto seus diâmetros. Além disso, o mesmo também foi observado para o diâmetro dos poros. Isto ocorre, pois em temperaturas mais altas, a solubilidade do gás no metal líquido aumenta, formando bolhas com diâmetros maiores.

2.9 Pesquisas Recentes Envolvendo a Fundição da Liga A356

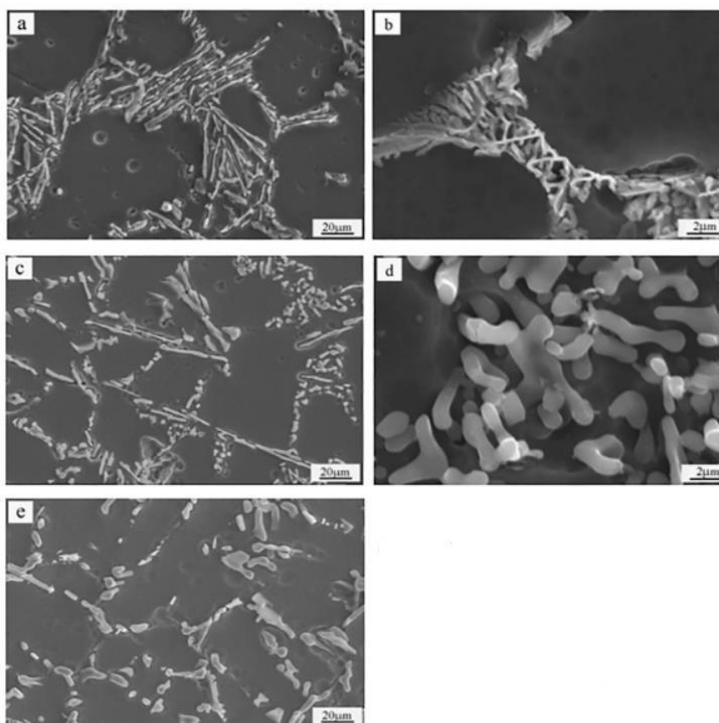
A liga A356 é bastante pesquisada pela sua possibilidade de aplicação em diversos setores industriais. Dentre as pesquisas mais recentes, destaca-se o trabalho de Wu *et al.* (2021), em que foi realizado a comparação microestrutural entre amostras da liga resfriada por água e por peças fundidas convencionalmente.

De acordo com Wu *et al.* (2021), a fundição por ablação é um novo método de fundição usando ligantes solúveis em água e as pesquisas publicadas sobre o tema ainda são escassas. Trata-se de um método inovador que está sendo implementado na produção em larga escala de componentes automotivos e tem grande potencial para realizar fundições da maioria dos metais, incluindo ligas forjadas.

No trabalho de Wu *et al.* (2021), foram produzidas amostras para a fundição a partir do resfriamento por água e também, amostras sem resfriamento forçado, vazadas em um molde de aço. Depois, foram realizados tratamentos térmicos T6 e envelhecimento artificial para os dois casos. O tempo de solidificação local (t_c), foi de 52,9s para o método convencional e 3,75s para as amostras resfriadas por água. Nas figuras 3.9 (a), 3.9 (c) e 3.9 (e) estão expressos os resultados de morfologia do silício 28utético da chapa. Já nas figuras 3.9 (b) e 3.9 (d), estão as morfologias da pepita. Os valores de espessura, largura e

espaçamento na chapa nos elementos de silício da chapasão maiores do que da pepita.

Figura 3.9 – Imagens de MEV da morfologia do Si 29utético das amostras da liga A356.

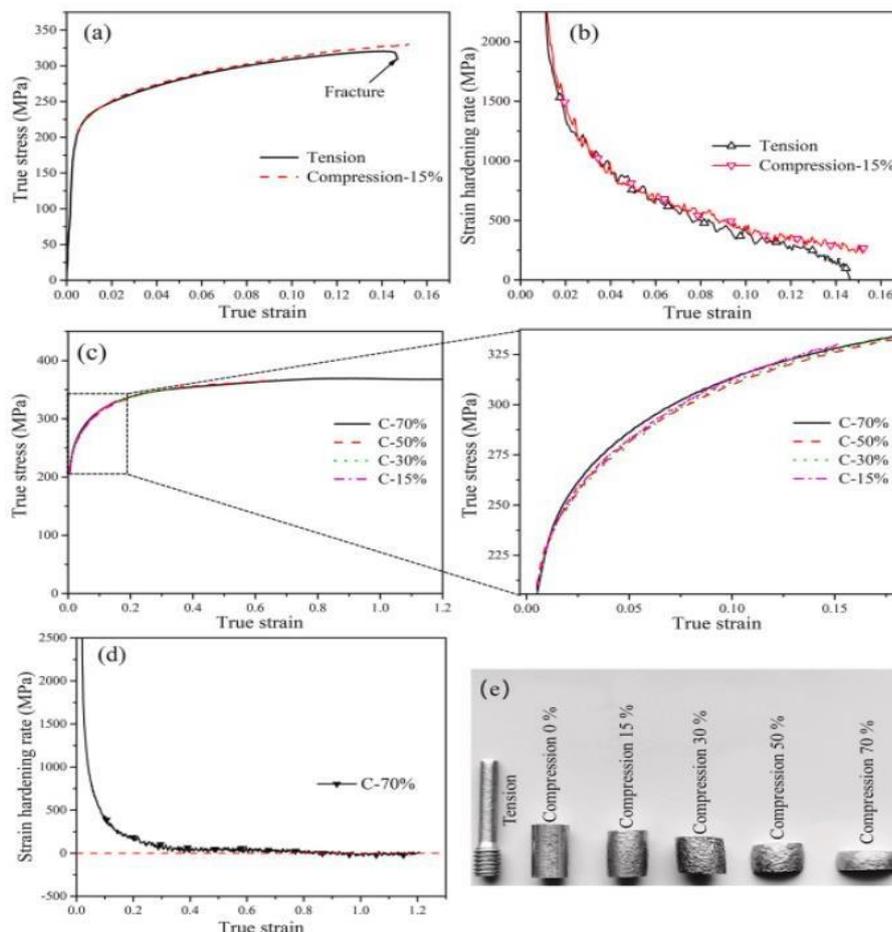


Fonte: Wu *et al.* (2021).

Depois da realização do tratamento térmico T6 no trabalho de Wu *et al.* (2021), concluiu-se que as microdurezas das amostras resfriadas por água são maiores em 58% do que as do método convencional. No trabalho, foi constatado que as amostras resfriadas com água apresentaram melhores propriedades mecânicas. Ao reduzir o tempo de solidificação por resfriamento por água, foi reduzido o tempo do tratamento térmico, resultando na economia do tempo de produção e de energia. Portanto, o método de resfriamento se mostra promissor e inovador na recuperação da liga A356 para a indústria.

No trabalho Yang *et al.* (2021), foram abordados o comportamento mecânico intrínseco e as características microestruturais no surgimento de falhas a partir dos poros na liga A356-T6 sob tensão uniaxial quase estática e compressão à temperatura ambiente. A seguir, na figura 3.10, estão expressas as propriedades mecânicas obtidas para a liga A356-T6 sob tração e compressão, com diferentes valores de deformação à temperatura ambiente.

Figura 3.10 - (a) As verdadeiras curvas de tensão-deformação de tensão e C-15%, (b) as taxas de endurecimento de deformação de tensão e Compressão de 15%, (c) as curvas verdadeiras de tensão-deformação de compressão sob diferentes valores de deformação, (d) as taxas de endurecimento por deformação de compressão de 70%, (e) a morfologia das amostras deformadas.



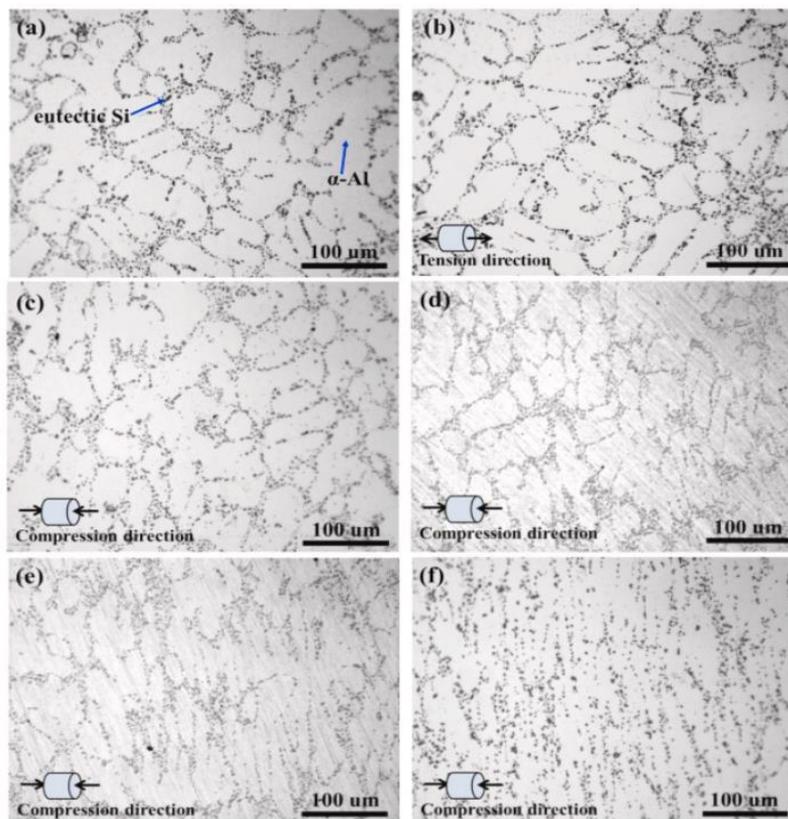
Fonte: Yang *et al.* (2021).

Foi observada na imagem (a) da figura 3.10, a resistência ao escoamento em quase 210 MPa e, também, o endurecimento na figura 3.10 (b). Além disso, excelentes propriedades compressivas desta liga são exibidas nas figuras 3.10 (c) e 3.10 (e). Também, o aumento das deformações compressivas promoveu o crescimento do estresse verdadeiro lentamente e tendeu a se estabilizar. Para os valores mais altos de deformação, a taxa de endurecimento por deformação expressa na figura 3.10 (d), diminui rapidamente tendendo a zero.

A principal razão para a ductilidade superior durante a compressão pode ser atribuída ao mecanismo de acomodação de grãos. Além disso, foi constatado no trabalho, que os comportamentos de escoamento e endurecimento para tração e compressão são simétricos. Na figura 3.11 (a) de Yang *et al.* (2021), a microestrutura inicial da liga de

alumínio A356-T6 é composta majoritariamente por células dendríticas α -Al típicas e o silício eutético se distribui no limite dendrítico primário.

Figura 3.11 – As micrografias ópticas de diferentes amostras: (a) o material inicial, (b) amostra de tensão, (c) C compressão a 15%, (d) C compressão a 30%, (e) Compressão a 50%, (f) Compressão a 70 %.

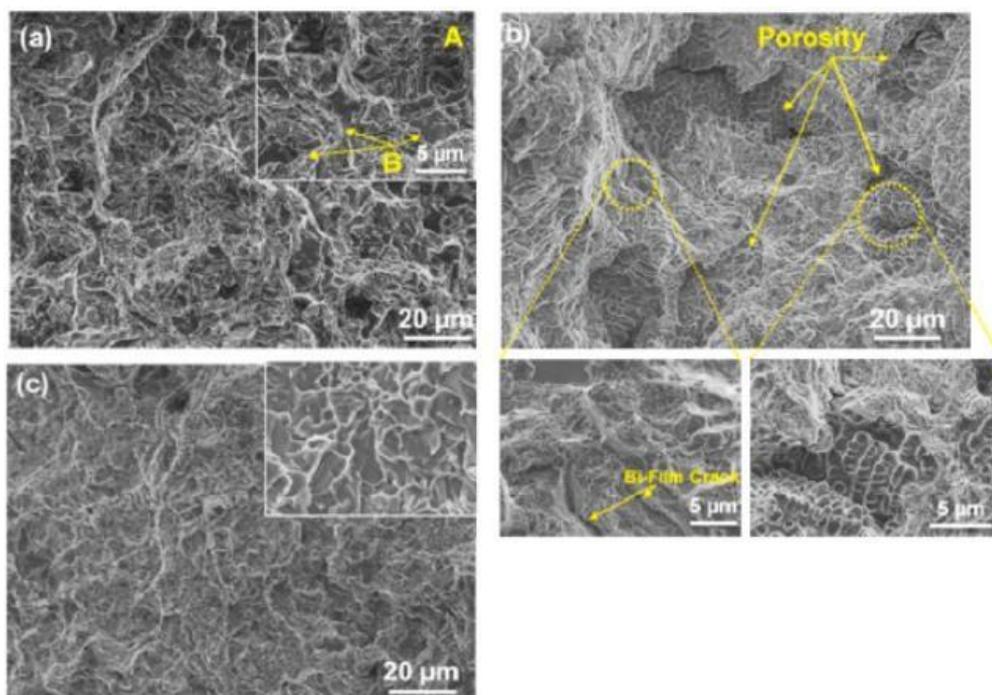


Fonte: Yang *et al.* (2021).

Foi constatado no trabalho de Yang *et al.* (2021) que na liga fundida A356-T6 as microfissuras, além da região dos poros, podem iniciar na interface entre a matriz eutética de Si e Al na deformação de tração à temperatura ambiente, sendo propagadas predominantemente nos dendritos de Al, podendo levar à falha prematura.

No trabalho de Nampoothiri *et al.* (2018), foi investigado a influência do tratamento ultrassônico (UT) na modificação da microestrutura, mitigação da porosidade e sua influência nas propriedades mecânicas da liga A356 Al modificada com estrôncio (Sr). A partir de um gerador ultrassônico de frequência, são emitidas ondas capazes de quebrar óxidos na liga. O tratamento ultrassônico por fusão da liga A356 adicionada de Sr é responsável por mitigar a formação de porosidade sem afetar a estrutura eutética. A seguir, na figura 3.12 de Nampoothiri *et al.* (2018), estão imagens de ensaios por fractografia da liga.

Figura 3.12 - Fractografia de (a) Al 356-WO-UT (b) Sr-Al 356-WO-UT e (c) Sr-Al 356-W-UT.

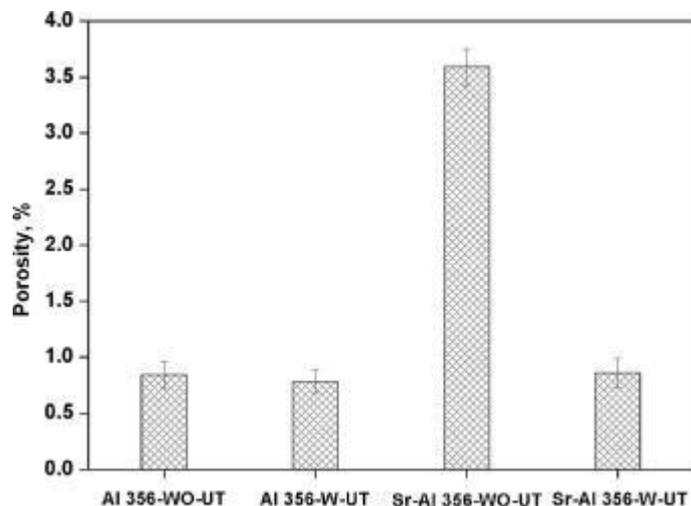


Fonte: Nampoothiri *et al.* (2018).

O tratamento ultrassônico do fundido A356 reduziu o nível de porosidade de 0,84% para 0,78%. Porém, no caso do material adicionado de Sr, o tratamento ultrassônico reduziu o nível de porosidade de 3,59% para 0,86%.

A seguir, na figura 3.13 de Nampoothiri (2018), estão expressos os níveis de porosidade nas amostras para os 4 casos estudados. A amostra cuja sigla é Al 356-WO-UT faz referência à não adição de Sr e não realização de tratamento ultrassônico (UT). Na amostra 356-W-UT, não foi realizado UT. Na amostra Sr-Al 356-WO-UT houve a modificação por Sr sem aplicação de UT. A amostra Sr-Al 356-W-UT foi modificada por Sr e por UT.

Figura 3.13 – Nível de porosidade nas amostras Al 356-WO-UT, Al 356-W-UT, Sr-Al 356-WO-UT e Sr-Al 356-W-UT pelo Princípio de Arquimedes.



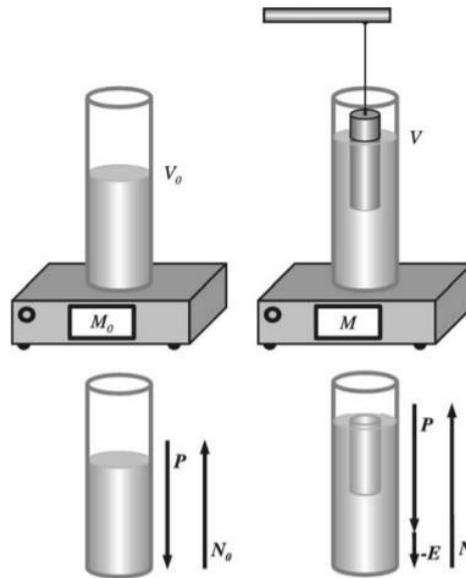
Fonte: Nampoothiri *et al.* (2018).

A partir do trabalho de Nampoothiri *et al.* (2018), foi observado que o tratamento ultrassônico da liga A356 Al modificada por Sr reduziu o volume de porosidade específica. A adição de Sr à liga A356 reduz as propriedades de tração e aplicação de UT da liga adicionada de Sr resulta em propriedades de tração aprimoradas, mitigando a formação de porosidade sem afetar a modificação eutética. Também, aumenta a ductilidade em aproximadamente 30%. Além disso, adição de Sr à liga A356 reduz o comprimento médio do Si eutético.

2.10 Princípio de Arquimedes

De acordo com Barbosa e Breitschaft (2005), o Princípio de Arquimedes é um dos principais teoremas que norteiam a física hidrostática. Nele, é enunciado que existe uma força vertical para cima com o mesmo módulo do peso do líquido deslocado, denominada força de empuxo (E). A seguir, na figura 3.14 de Barbosa e Breitschaft (2005), estão ilustradas as forças descritas no Princípio de Arquimedes.

Figura 3.14 – Princípio de Arquimedes (Empuxo).



Fonte: Barbosa e Breitschaft (2005).

Entretanto, como este trabalho não irá calcular o empuxo, será dada uma ênfase no cálculo da massa específica. Primeiro, para encontrar a massa, utiliza-se uma balança de alta precisão. Depois, para encontrar o volume de um objeto submerso em um líquido, basta subtrair o volume final no recipiente, pelo volume inicial (antes de inserir a amostra no Becker). Para o cálculo da massa específica, utiliza-se a equação 3.1 a seguir.

$$\rho = \frac{m}{v} \quad (3.1)$$

Em que:

ρ : massa específica do objeto submerso; m é

a massa do objeto;

v : volume do objeto.

Em ligas de alumínio fundidas, onde se tem a presença de poros, uma maior massa específica indica uma menor porosidade e vice-versa. A explicação para isto é que quando a porosidade aumenta, há uma redução da área efetiva da amostra analisada.

2.11 ANOVA

Segundo Girardi *et al.* (2009), a análise de variância (“Analysis of Variance” – ANOVA) é uma ferramenta estatística utilizada para comparar e comprovar se as médias de um tratamento de interesse, diferem ou não entre si, a partir de determinado nível de significância.

Para comprovar se as médias (μ_1, μ_2, μ_3) entre os grupos não diferem, testa-se a hipótese nula (H_0), como expresso na equação 3.2.

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 \quad (3.2)$$

Quando pelo menos um par de médias entre os grupos diferem entre si, testa-se a hipótese alternativa (H_1), como expresso na equação 3.3.

$$H_1: \mu_1 \neq \mu_2 \neq \mu_3 \quad (3.3)$$

Caso a hipótese nula seja falsa, rejeita-se H_0 e se aceita H_1 .

A ANOVA de fator único, analisa apenas um único fator, ou variável. Segundo Mann (2006), a aplicação de ANOVA de fator único requer que as seguintes premissas sejam verdadeiras:

- a) As populações em que as amostras são extraídas são distribuídas de maneira normal;
- b) As populações em que as amostras são extraídas possuem a mesma variância ou desvio padrão;
- c) As amostras extraídas a partir de diferentes populações são aleatórias e independentes.

A soma dos quadrados (SQ) é a variação entre os grupos, responsável por medir a diferença entre a observação e a média aritmética do grupo. Ela é calculada através da equação 3.4 a seguir.

$$SQ = \sum_{j=1}^c \sum_{i=1}^{n_j} (X_{ij} - \bar{X}_j)^2 \quad (3.4)$$

Em que:

\bar{X}_j é a média aritmética da amostra do grupo j;

X_{ij} é a i-ésima observação no grupo ou nível j;

Depois, é realizado cálculo da média dos quadrados entre grupos (QM), a partir da equação 3.5 a seguir.

$$QM = \frac{SQ}{c - 1} \quad (3.5)$$

Em que,

QM é o quadrado médio;

SQ é a soma dos quadrados;

c é o número de grupos.

Outro termo também utilizado na análise de variância é o p-valor. Na estatística, ele significa a probabilidade de observar algo mais extremo do que foi observado, dado que a hipótese nula é verdadeira. Na ANOVA, quando o p-valor é inferior ao nível de significância (α), automaticamente é rejeitada a hipótese nula, aceitando a hipótese alternativa.

2.12 Análise de Regressão

A análise de regressão é um método estatístico capaz de examinar a relação entre duas ou mais variáveis. Se o recurso computacional utilizado detecta uma relação entre as variáveis, ele consegue fornecer como resposta, um equacionamento de primeiro ou segundo grau que descreve o modelo. De acordo com Signor (1999), para a obtenção da equação linear (equação 3.6), é utilizado o método dos mínimos quadrados que ajuste os dados, para encontrar a matriz (equação 3.7) que descreve a reta.

$$y = b_1x_1 + b_2x_2 + \dots + a \quad (3.6)$$

Em que:

y é uma função dos valores de x independentes;

b são coeficientes que correspondem a cada valor de x;

$$\{b_n; b_{n-1}; \dots; b_1; a\} \quad (3.7)$$

Ao final da simulação, obtém-se o coeficiente de correlação (r^2). De acordo com Signor (1999), ele tem como finalidade comparar os valores de y estimados e reais, variando de 0 a 100%. Para valores de r^2 entre 0 e 70%, a equação deve ser descartada, sendo aceita apenas entre 70% e 100%. Caso r^2 seja igual a 100%, fala-se que existe uma correlação perfeita na amostra.

No *Software Sisvar*, versão 5.6, b1 indica uma modelagem a partir da equação do primeiro grau e b2, uma modelagem a partir do segundo grau. A escolha é realizada a partir do menor valor de Pr (p-valor, explicado na seção 3.11). Além disso, b0 é o termo independente e (R^2) é o coeficiente de correlação.

2.13 Tensão Deformação

De acordo com Callister (2012), o grau que uma estrutura se deforma depende da magnitude da tensão imposta. Para obter a tensão de Engenharia, utiliza-se a equação 3.8, a seguir.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (3.8)$$

Em que:

σ : tensão;

F: Força aplicada;

A0: área superficial solicitada.

Para a determinação da deformação, aplica-se a equação 3.9, a seguir.

$$\varepsilon = \frac{L-L_0}{L_0} \quad (3.9)$$

Em que:

ε : deformação sofrida;

L: comprimento final;

L0: comprimento inicial;

Para níveis de tensão relativamente baixos, tem-se uma deformação proporcional. A relação que dita essa proporcionalidade é a Lei de Hooke, cuja constante “E” é o módulo de elasticidade, ou módulo de Young. A equação dita a Lei de Hooke está expressa na equação 3.10 a seguir.

$$\sigma = E \varepsilon \quad (3.10)$$

Em que,

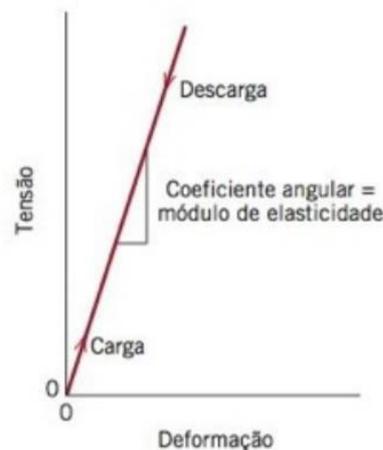
σ : tensão aplicada;

E: módulo de elasticidade;

ε : deformação sofrida.

Na deformação elástica, após cessar a solitação, o material retorna à sua forma original. Já na deformação plástica, o material não retorna ao seu estado original. A seguir, na figura 3.15 de Callister (2012), está expresso o diagrama tensão- deformação elástico linear.

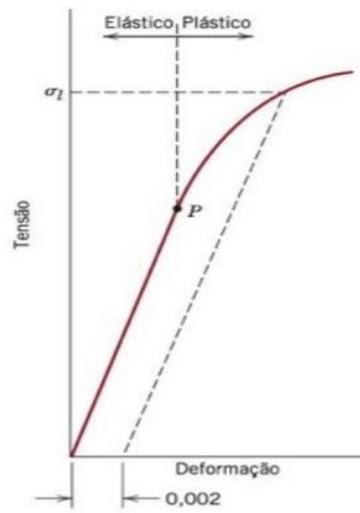
Figura 3.15 – Diagrama tensão-deformação (deformação elástica linear).



Fonte: Callister (2012).

De acordo com Callister (2012), materiais metálicos possuem um comportamento diferente dos demais. Ao serem submetidos em ensaios de tração, por exemplo, primeiramente apresentam deformação elástica linear, depois passam por um estágio de deformação elastoplástica e por fim, atingem a deformação plástica. Essa situação está expressa na figura 3.16 a seguir, de Callister (2012).

Figura 3.16 – Diagrama tensão-deformação (deformações elástica e plástica).



Fonte: Callister (2012).

3 METODOLOGIA

3.1 Fundições da Liga A356

As fundições e os cortes da Liga A356 foram realizados no Laboratório de Processos de Materiais do Departamento de Engenharia (DEG) da Universidade Federal de Lavras (UFLA). A fundição foi do tipo permanente, utilizando um molde metálico.

A fusão do alumínio foi realizada em um Forno basculante, modelo POB 1300/7, da fabricante FORTLAB, cujo cadinho possui volume de 7 litros, como expresso na figura 4.1 a seguir.

O cadinho utilizado possui formato cilíndrico, composto de material cerâmico.

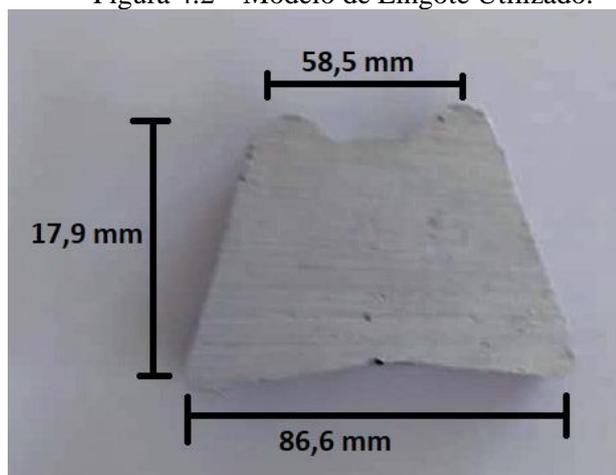
Figura 4.1 – Forno Elétrico Utilizado.



Fonte: Do autor (2021).

Para a fundição foram utilizados lingotes secundários da liga A356, adquiridos da empresa Metais Capixaba. A seguir, na figura 4.2 está expressa a imagem do modelo dos lingotes utilizados, cuja massa é aproximadamente de 268,630 g.

Figura 4.2 – Modelo de Lingote Utilizado.



Fonte: Do autor (2021).

A seguir, na tabela 4.1, está expressa a composição química dos lingotes utilizados, obtida a partir de um teste de espectrometria realizado pela empresa Metais Capixaba

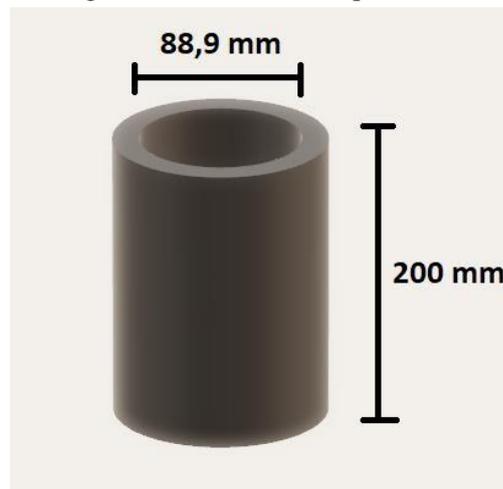
Tabela 4.1 – Composição Química dos lingotes utilizados.

Elementos	% na liga A356
Si	7,24
Mg	0,31
Cu	0,045
Mn	0,034
Fe	0,199
Zn	0,1
Ti	0,1
Outros	0,143

Fonte: Adaptado de Metais Capixaba (2021).

Inicialmente, os lingotes foram adicionados ao cadinho. Foram realizadas três fundições, com os metais líquidos vazados com nas seguintes temperaturas: 700 °C, 720 °C e 750 °C. De acordo com o diagrama de fases da liga na figura 3.3, nestas temperaturas de vazamento, a liga está totalmente na fase líquida. O molde cilíndrico utilizado possui 200 mm de comprimento e diâmetro de 88,9 mm, cujo material é o aço 1020. A seguir, na figura 4.3, consta um desenho esquemático do molde utilizado.

Figura 4.3 – Desenho esquemático molde.



Fonte: Do Autor (2021).

O molde foi imerso em uma caixa de areia (figura 4.4), com um tijolo refratário ao fundo, que possui baixa condutividade térmica. Em seguida, quando o forno atingiu as temperaturas programadas, o metal líquido foi vazado. Depois, deu-se início ao processo de solidificação.

Figura 4.4 – Molde metálico imerso em areia.



Fonte: Do autor (2021).

3.2 Processos de Corte

Primeiro, os 3 tarugos foram cortados em suas direções longitudinais e logo em seguida, nas direções radiais. Depois, para obter as amostras a serem utilizadas nos experimentos, foram realizados cortes em uma cortadora metalográfica de bancada (“cut-off”), modelo CM100S da fabricante TECLAGO, como expresso na figura 4.5.

Figura 4.5 – Cortadora Metalográfica.



Fonte: Do autor (2021).

Todos esses cortes tiveram como objetivo a retirada de amostras presentes na região central dos tarugos. Eles deram origem a 9 amostras. Para cada temperatura de vazamento, foram obtidas 3 amostras, sendo 2 pequenas 1 grande. A seguir, na tabela 4.2, estão expressas as dimensões das amostras.

Tabela 4.2 – Dimensões das amostras.

AMOSTRA	ÁREA DE SEÇÃO TRANSVERSAL	COMPRIMENTO
	mm^2	(mm)
Pequena	300	28
Grande	2000	45

Fonte: Do autor (2021).

A seguir, nas figuras 4.6, 4.7 e 4.8, estão as imagens do primeiro corte do tarugo, da amostra grande e da amostra pequena, respectivamente.

Figura 4.6 – Primeiro corte (longitudinal).



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.7 – Amostra Grande.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.8 – Amostra pequena.



Fonte: Do autor (2021).

3.3 Preparação das Amostras

Para a realização dos ensaios no MEV, EDS e Estereoscópio, foi necessário realizar o lixamento e polimento das amostras. Foram utilizadas lixas à base d'água, realizando movimentos verticais e horizontais alternadamente, sendo cada amostra lixada separadamente. As granas das lixas utilizadas foram 100, 120, 180, 200, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh, respectivamente.

Depois de lixadas, as amostras passaram pelo processo de polimento. Para isso, foi utilizado uma máquina lixadeira e politriz (figura 4.9), modelo PLF, da fabricante FORTEL, utilizando um pano para polimento metalográfico, aplicando água destilada e como abrasivo, alumina com 1 μm de granulometria média. Depois de polidas, as amostras passaram por um enxágue em água corrente.

Figura 4.9 – Polimento.



Fonte: Do autor (2021).

3.4 MEV e EDS

Para realizar as caracterizações microestruturais, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) modelo LEO EVO 40 XVP, da fabricante ZEISS (figura 4.10), que possui sistemas de microanálise de raios X (Quantax EDS) acoplado. A tensão de elétrons aplicada foi de 20 KeV, com brilho de filamento do tungstênio de 1 a cada 1 KV. O equipamento está disponível no Laboratório de Microscopia Eletrônica e Análise Ultraestrutural (LME), da UFLA.

Figura 4.10 – Equipamento MEV utilizado, com EDS acoplado.



Fonte: Do autor (2021).

Antes dos ensaios, as amostras foram colocadas por uma hora em uma estufa para retirar a umidade, com o intuito de não prejudicar a visibilidade microscópica. Foram realizadas análises MEV e EDS para 2 superfícies (cortes radial e longitudinal) de cada amostra, totalizando 12 superfícies.

No MEV, as imagens foram obtidas a partir das aproximações 100x, 200x, 400x, 600x, 800x e 1000x para as 12 superfícies, que são as aproximações verificadas na literatura que apresentam boa nitidez nas análises das fases intermetálicas e ao mesmo tempo, possuem uma maior amplitude. As imagens importadas para o EDS foram as que apresentaram a melhor visualização dos elementos de ferro e silício.

3.5 Porosidade

Para a medição dos diâmetros dos poros das amostras, foram realizados ensaios em um Estereoscópio com uma câmera acoplada. Além disso, foi aplicado o Princípio de Arquimedes para a obtenção das massas específicas médias das amostras. No final, com o intuito de realizar a comprovação científica dos resultados, foi aplicado a análise de variância (ANOVA). Consta a seguir o detalhamento da metodologia completa de cada um dos procedimentos

3.5.1 Estereoscópio

O Estereoscópio utilizados (figura 4.11), modelo SZ810, com câmera digital XCAM 1080PHA acoplada, é da fabricante DIGILAB, disponíveis no Laboratório de Metrologia Industrial (LMI) do Departamento de Engenharia (DEG) - UFLA. Para a aquisição de dados, foi utilizado o Software TouView 3.7®.

Figura 4.11 – Estereoscópio.



Fonte: Do autor (2021).

Antes da captura das imagens, realizou-se a calibração do Estereoscópio para aumentar a confiabilidade dos resultados. Para isso, utilizou-se um bloco padrão de 1,5 mm de espessura, capturando imagens no equipamento e importando para o *Software ToupView*. As imagens foram obtidas a partir de 5 ampliações distintas.

Posteriormente, foram capturadas imagens com ampliações de 0,8, 2, 4 e 6, nas direções longitudinais e radiais das 6 amostras, sendo 2 para cada temperaturas de vazamento, totalizando a análise de 12 superfícies.

Ao final, a partir das imagens microscópicas importadas do *ToupView*, foram realizadas medições dos diâmetros dos poros. Foram medidos 4 diâmetros para cada superfície analisada, por se tratar de um tamanho amostral satisfatório para o tratamento estatístico.

3.5.2 Princípio de Arquimedes

O segundo método para o estudo da porosidade das amostras foi o cálculo das massas específicas. A massa específica é a razão entre a massa da amostra por seu volume. Logo, quanto maior a massa específica, mais denso é o material em questão. Portanto, em ligas de alumínio que apresentam, uma maior densidade indica uma menor porosidade, por conta da maior concentração de massa pelo volume amostral. Na figura 4.12 está expresso o Becker utilizado para a quantificação do volume.

Figura 4.12 – Becker utilizado para o Princípio de Arquimedes.



Fonte: Do autor (2021).

Depois, para o obter o volume de cada amostra, foi utilizado uma balança de precisão analítica, modelo AG200, da fabricante GEHAKA, expressa na figura 4.13.

Figura 4.13 – Balança de precisão.



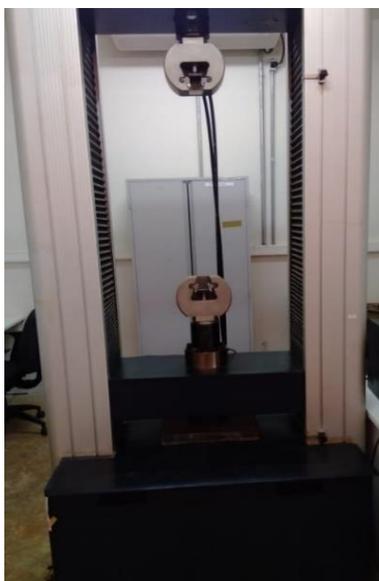
Fonte: Do autor (2021).

3.6 Ensaios de Compressão

Antes dos ensaios, foram medidas as dimensões das amostras com o auxílio de um paquímetro, com o intuito de se obter as áreas a serem comprimidas e os valores dos comprimentos iniciais. Para a compressão, foi utilizado uma máquina universal de ensaios mecânicos computadorizada, modelo WDW 300E, da fabricante Time Group Inc, com capacidade de compressão de até 300 KN. Para a aquisição dos dados de força aplicada e deformação, foi utilizado o *Software Arotec*. A prensa hidráulica utilizada, disponível no

Laboratório de Estruturas do DEG-UFLA, está expressa na figura 4.14.

Figura 4.14 – Prensa Hidráulica.



Fonte: Do autor (2021).

Foram comprimidas 2 amostras pequenas para cada temperatura de vazamento, sendo que suas dimensões estão expressas na tabela 4.2. A carga aplicada foi variável, com o avanço da prensa de 5 mm por minuto e a aplicação das forças ocorreram nas direções longitudinais das amostras.

3.7 Tratamento Estatístico

Para a validação estatística, realizou-se os tratamentos a partir de 3 temperaturas de vazamento e os delineamentos utilizados foram do tipo inteiramente casualizados. As análises dos dados foram realizadas através de análises de variância (ANOVA) seguida por análises de regressão, ambas com nível de significância de 5%. As análises foram realizadas no *Software Sisvar*, versão 5.6.

Diante disso, realizou-se análises para validar a influência da temperatura de vazamento na liga A356 nos diâmetros dos poros, nas massas específicas (indicando maior ou menor porosidade) e nos módulos de elasticidade das amostras. A seguir, na tabela 4.3, está expresso a tabela com o tratamento e níveis.

Tabela 4.3 – Tratamento e níveis.

TRATAMENTO	NÍVEIS
Temperatura (700 °C)	Massas específicas, diâmetro dos poros, módulos de elasticidade
Temperatura (720 °C)	Massas específicas, diâmetro dos poros, módulos de elasticidade
Temperatura (750 °C)	Massas específicas, diâmetro dos poros, módulos de elasticidade

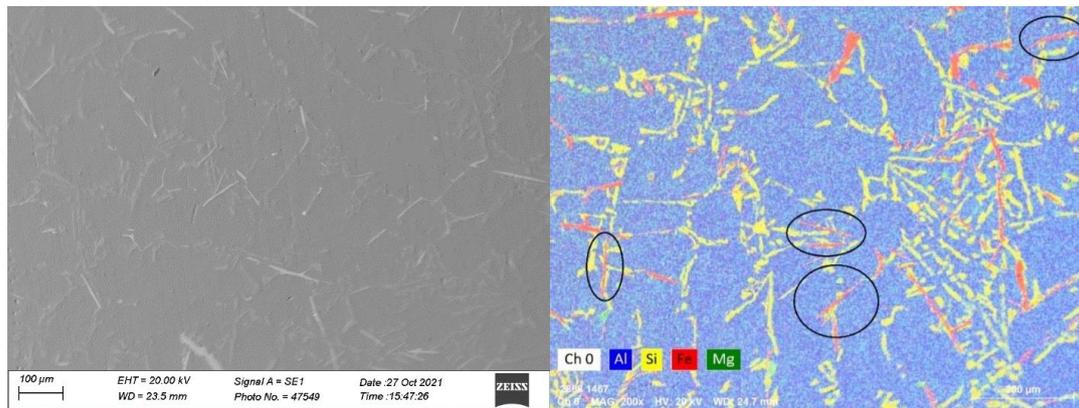
Fonte: Do autor (2021).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 MEV e EDS

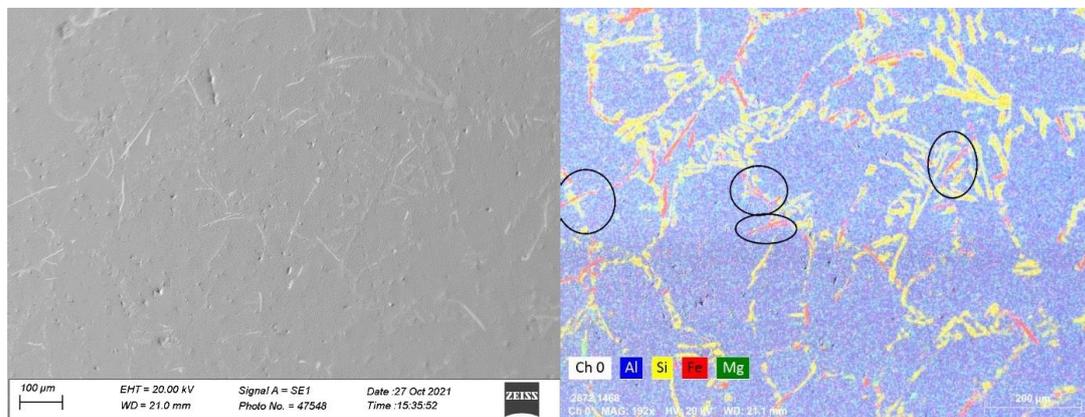
Para o MEV, a ampliação que demonstrou uma maior nitidez das fases intermetálicas de ferro e silício, além de um maior campo de visão, foi a aproximação de 200x. Nas imagens a seguir, estão os resultados obtidos das análises microestruturais no MEV e EDS, respectivamente.

Figura 4.15 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 1.



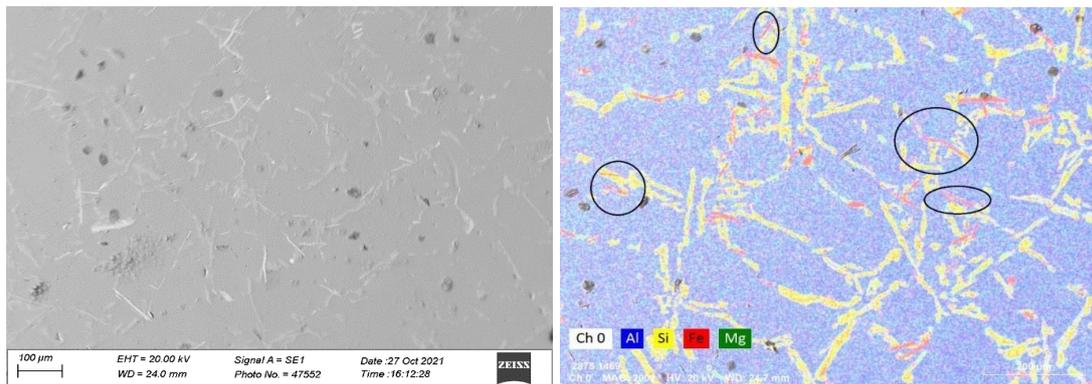
Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.16 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 2.



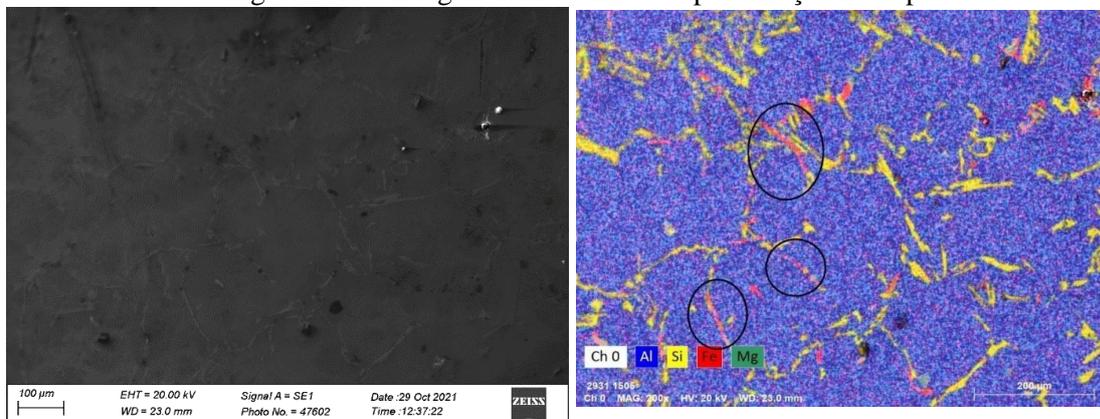
Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.17 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 3.



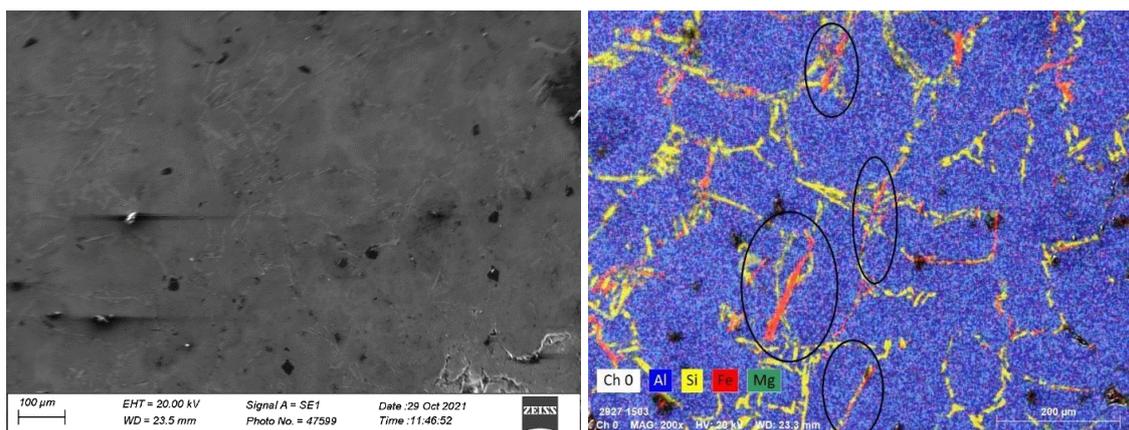
Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.18 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 4.



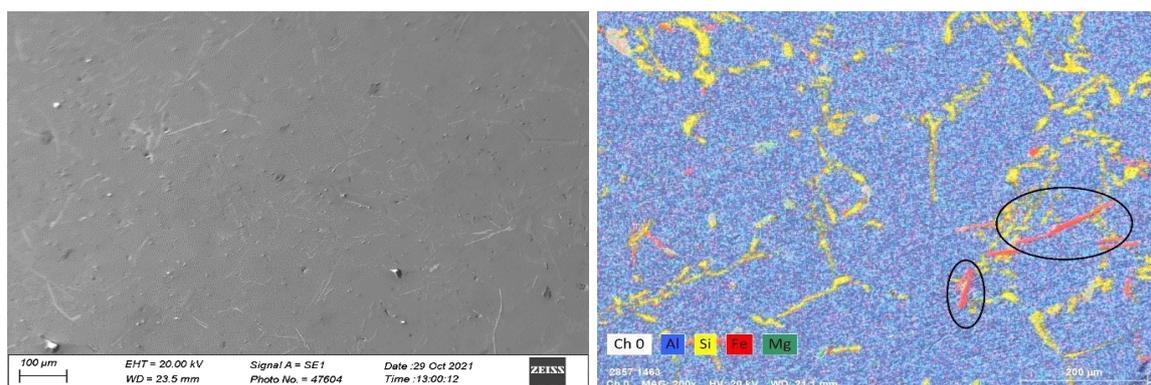
Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.19 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 5.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.20 – Imagens MEV e EDS - Aproximação 200x para amostra 6.



Fonte: O autor (2021).

Através das imagens do MEV e EDS, constata-se que a preparação das amostras para as análises metalográficas foi eficaz, pois permitiu uma boa visualização da microestrutura da liga.

Para as amostras 1 e 2, tem-se uma maior quantidade de fases de ferro do tipo β -AlFeSi (agulhas), em detrimento das outras amostras. Nas amostras 2, 5 e 6, as agulhas possuem um maior comprimento, que de acordo com Freitas (2019), por serem mais espessas, impedem que o metal líquido preencha todas as cavidades da amostra, aumentando a concentração de tensões.

Foram observadas placas de silício nas amostras 1 e 2. De acordo com Li *et al.* (2017), quando a microestrutura da liga é constituída por fases intermetálicas de silício e magnésio, elas substituem fases compostas majoritariamente por alumínio. Por conta da morfologia das fases de silício, a tensão aplicada ao material não se distribui homogeneamente, fazendo com que sua ductilidade reduza e sua fragilidade aumente.

4.2 Porosidade

4.2.1 Princípio de Arquimedes

Através do Princípio de Arquimedes, foram obtidos os valores de massa, volume, para o cálculo da massa específica. A seguir, nas tabelas 4.4, 4.5 e 4.6 estão os valores das massas específicas encontrados para cada amostra, além do valor médio entre elas, utilizado no tratamento estatístico.

Tabela 4.4 – Massas específicas para as amostras vazadas a 700 °C.

AMOSTRA	MASSA ESPECÍFICA
	(g/cm ³)
1	2,546
2	2,398
3	2,132
Valor Médio	2,358
Desvio Padrão	0,209

Fonte: Do autor (2021).

Tabela 4.5 – Massas específicas para as amostras vazadas a 720 °C.

AMOSTRA	MASSA ESPECÍFICA
	(g/cm ³)
4	2,108
5	1,970
6	1,891
Valor Médio	1,990
Desvio Padrão	0,110

Fonte: Do autor (2021).

Tabela 4.6 – Massas específicas para as amostras vazadas a 750 °C.

AMOSTRA	MASSA ESPECÍFICA
	(g/cm ³)
7	1,462
8	1,977
9	1,935
Valor Médio	1,791
Desvio Padrão	0,285

Fonte: Do autor (2021).

Como visto nas tabelas 4.1, 4.2 e 4.3, os valores de massa específica decaem com o aumento da temperatura de vazamento, indicando uma quantidade maior de poros. Para a comprovação dessa hipótese, foram realizadas análises de variância e regressão a partir do Software Sisvar.

Foi assumido como hipótese nula (H0), a de que a temperatura de vazamento não influencia no índice de porosidade da liga A356. Já a hipótese alternativa (H1), é que a temperatura de vazamento influencia na porosidade. Além disso, é importante destacar que o nível de significância utilizado foi de 5%. Os resultados estão expressos na figura 4.21.

Figura 4.21 – Análise de Variância.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Temperatura	2	0.497069	0.248535	5.419	0.0452
erro	6	0.275168	0.045861		
Total corrigido	8	0.772237			
CV (%) =	10.46				
Média geral:	2.0469000	Número de observações:		9	

Fonte: Do autor (2021).

Em que,

SQ: soma dos quadrados;

QM: quadrados médios.

Como o valor de Pr (0,0452) é inferior ao nível de significância (0,05), rejeita-se H0 e aceita-se H1. Ou seja, a hipótese nula é descartada, indicando que a temperatura de vazamento, de fato, influencia na massa específica da liga. Conseqüentemente, pode-se afirmar que o aumento da temperatura de vazamento aumenta a porosidade. Para a análise de regressão, foram obtidos os resultados expressos na figura 4.22.

Figura 4.22 – Análise de Regressão.

Causas de Variação	G.L.	S.Q.	Q.M.	Fc	Pr>F
b1	1	0.457537	0.457537	9.977	0.020
b2	1	0.039532	0.039532	0.862	0.389
Desvio	0	0.000000	0.000000	0.000	0.000
Erro	6	0.275168	0.045861		

Regressão para a FV Temperatura

Média harmônica do número de repetições (r): 3
 Erro padrão de cada média dessa FV: 0,12364098415559

b1: X
 b2: X²

Modelos reduzidos sequenciais

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	9.983961	2.51388221	3.972	0.0074
b1	-0.010973	0.00347401	-3.159	0.0196
R ² = 92.05%				

Fonte: Do autor (2021).

Em que:

b1: se a descrição do modelo é feita a partir de equação do primeiro grau;

b2: se a descrição do modelo é feita a partir de equação do segundo grau;

b0: termo independente;

b1: coeficiente de “x” da equação do primeiro grau;

R2: coeficiente de determinação.

A partir dos resultados obtidos na figura 4.22, pode-se dizer que análise possui alto nível de confiabilidade, por possuir R^2 maior do que 70%. Além disso, o modelo que melhor descreve os dados obtidos é uma equação do primeiro grau. A seguir está expressa a equação de primeiro grau que melhor descreve o modelo estudado.

$$Y = 9,983961 - 0,010973 * X \quad (4.1)$$

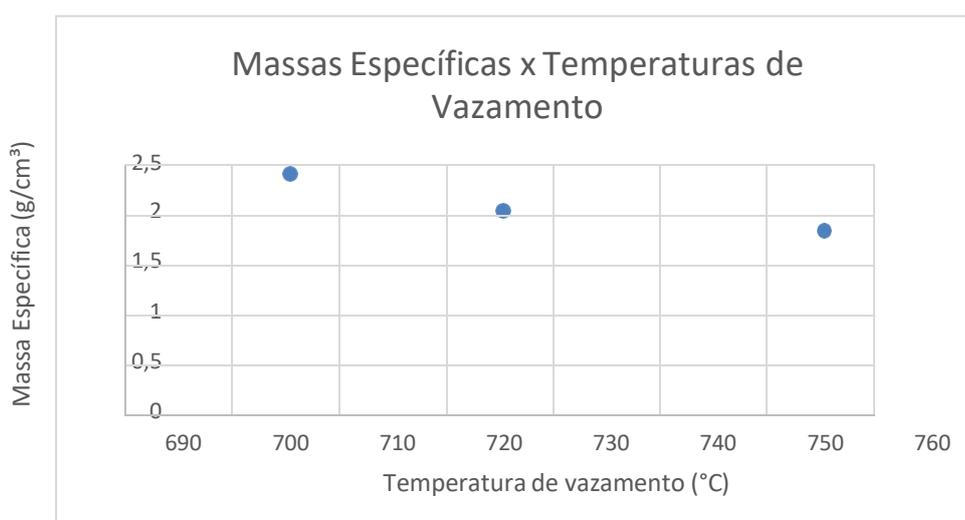
Em que,

Y: massa específica;

X: temperatura.

Substituindo alguns pontos, obteve-se o gráfico que correlaciona as massas específicas em função das temperaturas de vazamento, como expresso na figura 4.23.

Figura 4.23 – Gráfico do modelo descritivo de 1° grau.

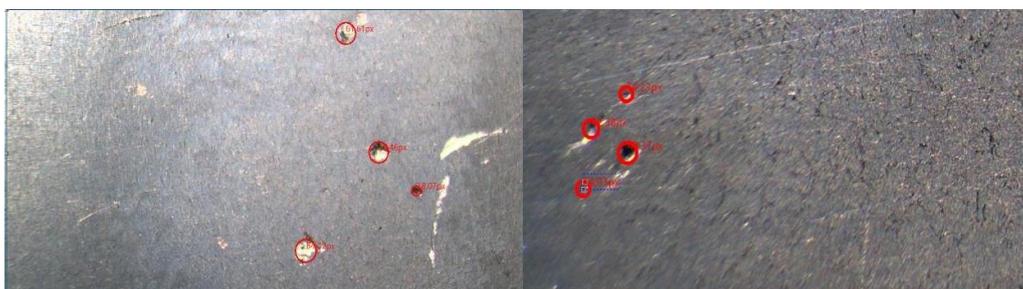


Fonte: Do autor (2021).

4.2.2 Estereoscópio

A partir do Software ToupView, foi possível obter as imagens dos poros. As imagens das porosidades para as direções longitudinal e radial estão expressas nas imagens a seguir e foram obtidas a parti da ampliação de 0,8 do Estereoscópio, que apresentou uma região mais ampla de visão. Além disso, para todas as amostras, a área analisada foi de 65,00 mm^2 .

Figura 4.24 – Imagens com apliação de 0,8x – amostra 1 radial e longitudinal, respectivamente.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.25 – Imagens com apliação de 0,8x – amostra 2 radial e longitudinal, respectivamente.



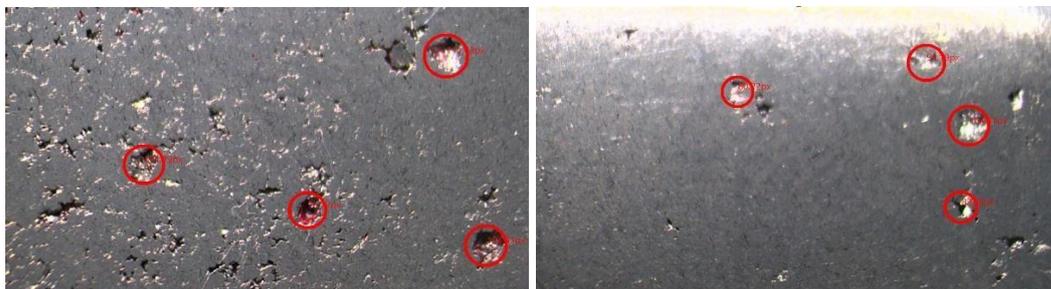
Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.26 – Imagens com apliação de 0,8x – amostra 3 radial e longitudinal, respectivamente.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.27 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 4 radial e longitudinal, respectivamente.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.28 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 5 radial e longitudinal, respectivamente.



Fonte: Do autor (2021).

Figura 4.29 – Imagens com aplicação de 0,8x – amostra 6 radial e longitudinal, respectivamente.



Fonte: Do autor (2021).

A partir da medição de 4 poros para cada uma das superfícies radiais e longitudinais das 6 amostras no *Software ToupView*, foram calculados os valores médios dos diâmetros, expressos na tabela 4.7 a seguir.

Tabela 4.7 – Valor médio dos diâmetros dos poros.

AMOSTRA	DIÂMETRO MÉDIO
	(mm)
Amostra 1 (radial)	0,401038787
Amostra 1 (longitudinal)	0,290813135
Amostra 2 (radial)	0,455251404
Amostra 2 (longitudinal)	0,38108869
Amostra 3 (radial)	0,725787092
Amostra 3 (longitudinal)	0,706146158
Amostra 4 (radial)	0,746810167
Amostra 4 (longitudinal)	0,656716472
Amostra 5 (radial)	0,939836907
Amostra 5 (longitudinal)	0,951985189
Amostra 6 (radial)	0,881859778
Amostra 6 (longitudinal)	1,557035092

Fonte: Do autor (2021).

Como visto na tabela 4.4, os diâmetros dos poros aumentam com a temperatura de vazamento. Para a comprovação dessa hipótese, foram realizadas análises de variância e regressão a partir do Softwares Sisvar.

Foi assumido como hipótese nula (H0), a de que a temperatura de vazamento não influencia no diâmetro dos poros da liga A356. Já a hipótese alternativa (H1), é que a temperatura de vazamento influencia no diâmetro. Além disso, é importante destacar que o nível de significância utilizado foi de 5%. Os resultados estão expressos na figura 4.30.

Figura 4.30 – Análise de Variância.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Temperatura	2	0.982188	0.491094	13.716	0.0019
erro	9	0.322231	0.035804		
Total corrigido	11	1.304420			
CV (%) =	26.14				
Média geral:	0.7240000	Número de observações:	12		

Fonte: Do autor (2021).

Em que,

SQ: soma dos quadrados;

QM: quadrados médios;

Como o valor de Pr (0,0019) é inferior ao nível de significância (0,05), rejeita-se H0 e aceita-se H1. Então, pode-se concluir que o aumento da temperatura de vazamento aumenta o diâmetro dos poros na liga A356. Isso está de acordo com o trabalho de Jahangiri (2017), pois em temperaturas mais altas, a solubilidade do gás no metal líquido aumenta, aumentando o diâmetro dos buracos gasosos. Para a análise de regressão, foram obtidos os resultados expressos na figura 4.31.

Figura 4.31 – Análise de Regressão.

Causas de Variação	G.L.	S.Q.	Q.M.	Fc	Pr>F
b1	1	0.976523	0.976523	27.275	0.001
b2	1	0.005666	0.005666	0.158	0.700
Desvio	0	0.000000	0.000000	0.000	0.000
Erro	9	0.322231	0.035804		

Regressão para a FV Temperatura

Média harmônica do número de repetições (r): 4
 Erro padrão de cada média dessa FV: 0,0946090640477962

b1: X
 b2: X^2

Modelos reduzidos sequenciais

Parâmetro	Estimativa	SE	t para	
			H0: Par=0	Pr> t
b0	-9.317961	1.92360199	-4.844	0.0009
b1	0.013883	0.00265829	5.223	0.0005

R^2 = 99.42%

Fonte: Do autor (2021).

Em que:

b1: se a descrição do modelo é feita a partir de equação do primeiro grau;

b2: se a descrição do modelo é feita a partir de equação do segundo grau;

b0: termo independente;

b1: coeficiente de “x” da equação do primeiro grau;

R2: coeficiente de determinação;

A partir dos resultados obtidos na figura 4.33, pode-se dizer que análise possui alto nível de confiabilidade, por possuir R^2 de 99,42% maior do que a porcentagem satisfatória de 70%. Além disso, o modelo que melhor descreve os dados obtidos é uma equação do primeiro grau. A seguir está expressa a equação de primeiro grau que melhor descreve o modelo estudado.

$$Y = - 9.317961 + 0.013883 * X \quad (4.2)$$

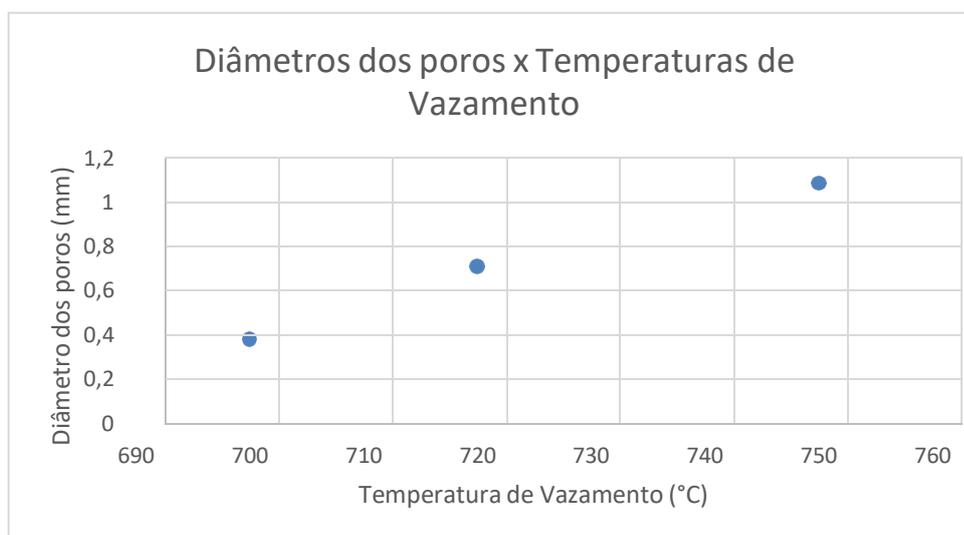
Em que,

Y: diâmetro dos poros;

X: temperatura de vazamento.

Após a substituição de pontos, foi obtido o gráfico de dispersão, correlacionando o valor médio do diâmetro dos poros em função da temperatura de vazamento, como expresso na figura 4.32.

Figura 4.32 – Gráfico de Dispersão – Diâmetro dos poros x Temperatura de vazamento.



Fonte: Do autor (2021).

4.3 Ensaios de Compressão

A partir dos valores de força, área das superfícies solicitadas, comprimento inicial e deformação, foi possível calcular os valores de tensão e deformação nas amostras. A partir deles, foram obtidos 2 valores de módulos de elasticidade para cada amostra, sendo 4 por temperatura de vazamento. Foram selecionados valores de força de compressão de 0,48, 0,42, 0,36, 0,30 kN, por estarem compreendidas no regime elástico, sendo possível a

aplicação da Lei de Hooke.

Durante os ensaios, o Software acoplado à prensa forneceu os valores do fim do regime elástico e início do regime plástico. A seguir, na tabela 4.5, estão os valores de força que indicam o fim do regime elástico para as amostras.

Tabela 4.8 – Valores de força para tensão de escoamento.

AMOSTRA	FORÇA (Kn)
1 (700 °C)	32,13
2 (700 °C)	30,84
3 (720 °C)	25,74
4 (720 °C)	27,36
5 (750 °C)	21,72
6 (750 °C)	20,98

Fonte: Do autor (2021).

A seguir, na tabela 4.6, estão os módulos de elasticidade obtidos para cada temperatura de vazamento.

Tabela 4.9 – Módulos de elasticidade por temperaturas de vazamento.

AMOSTRA	MÓDULO DE ELASTICIDADE
	(GPa)
1 (700 °C)	0,5957
1 (700 °C)	0,5901
2 (700 °C)	0,5857
2 (700 °C)	0,5856
3 (720 °C)	0,5607
3 (720 °C)	0,5605
4 (720 °C)	0,5525
4 (720 °C)	0,5523
5 (750 °C)	0,2487
5 (750 °C)	0,2487
6 (750 °C)	0,2205
6 (750 °C)	0,2206

Fonte: Do autor (2021).

Como visto na tabela 4.6, os módulos de elasticidade diminuem com o aumento da temperatura de vazamento. Para a comprovação dessa hipótese, foram realizadas análises de variância e de regressão a partir do *Software Sisvar*.

Foi assumido como hipótese nula (H0), a de que a temperatura de vazamento não influencia no módulo de elasticidade da liga. Já a hipótese alternativa (H1), é que a temperatura de vazamento influencia no módulo de elasticidade. Além disso, é importante destacar que o nível de significância utilizado foi de 5%. Os resultados estão expressos na figura 4.33.

Figura 4.33 – Análise ANOVA para os módulos de elasticidade.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Temperaturas	2	6.073464	3.036732	9.241	0.0083
erro	8	2.628922	0.328615		
Total corrigido	10	8.702386			
CV (%) =	53.46				
Média geral:	1.0722909	Número de observações:	11		

Fonte: Do autor (2021).

Como o valor de Pr (0,0083) é inferior ao nível de significância (0,05), rejeita-se H0 e aceita-se H1. Então, pode-se afirmar que o aumento das temperaturas de vazamento reduziu os módulos de elasticidade na liga A356.

Quanto maior a porosidade, mais cavidades vazias se tem na amostra. Portanto, a fase elástica reduzida se deve ao aumento de concentradores de tensão presentes na microestrutura, que ao serem submetidos à compressão, tendem a falhar prematuramente. Os concentradores de tensão presentes, são tanto os poros, quanto as fases intermetálicas de ferro e silício, como expressos nos trabalhos de Mishra e Sharma (2016), Jahangiri (2017) e Moustafa (2009).

5 CONCLUSÃO

A realização deste trabalho pretendeu entender os efeitos da temperatura de vazamento na porosidade, diâmetro dos poros e microestrutura dos elementos de ferro e silício, no módulo de elasticidade da liga A356.

Através da aplicação do Princípio de Arquimedes e ensaios em um Estereoscópio, com validação estatística a partir da ANOVA, foi constatado que o aumento da temperatura de vazamento promove um aumento na porosidade da liga e também, dos diâmetros dos poros. Isso ocorre, pois a temperaturas maiores, a solubilidade do gás no metal líquido aumenta e também, o gradiente de temperatura entre o metal e o meio também aumenta, elevando o número de poros e seus diâmetros. Portanto, dentre as três temperaturas de vazamento, a que apresentou uma menor porosidade foi a 700 °C.

Os resultados obtidos nos ensaios MEV e EDS foram satisfatórios. As placas grosseiras de silício tenderam a se dispersarem com o aumento da temperatura de vazamento. Já os elementos microestruturais de ferro (fase β) tenderam a se tornarem mais espessos com o aumento da temperatura de vazamento. A presença de elementos de fase β se mostrou diretamente proporcional ao aumento da porosidade na liga, por conta da precipitação de placas espessas de ferro, que impedem o metal líquido de preencher os espaços entre as ramificações, como expresso no trabalho de Moustafa (2009).

Além disso, através de análises de regressão foram obtidas as equações que modelam a massa específica e diâmetro dos poros através da temperatura de vazamento. A partir de um nível de confiabilidade superior a 90%, a equação do 1° grau foi o modelo que melhor descreveu essas correlações.

Diante dos resultados obtidos, conclui-se que dentre as três temperaturas de vazamento, a que apresentou menores comprimentos das fases β -AlFeSi, menor porosidade, menor diâmetros dos poros e maior módulo de elasticidade, foi a temperatura de 700 °C. Portanto, dentre as 3 temperaturas estudadas, foi a que apresentou os melhores resultados. Além disso, vale destacar que a temperatura que apresentou os resultados menos satisfatórios dentre as três temperaturas estudadas, foram as amostras cuja temperatura de vazamento foi de 750 °C.

6 REFERÊNCIAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. **Alumínio brasileiro: soluções para uma vida sustentável**. 1 ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2017.

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. “**Cadeia Primária**”. Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/cadeia-primaria/>>. Acesso em: 20 setembro. 2021.

ABNT. Associação Brasileira de Normas Técnicas. **Alumínio e Suas Ligas – Composição Química**. Rio de Janeiro. 2010.

ALMEIDA D. T. **Análise microestrutural e avaliação mecânica de juntas soldadas por fricção e mistura mecânica (FSW) da liga de alumínio 5182-0**. 2015. 120 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

ASM. Heat Treating. **Metals Handbook**, v. 4, 2004.

BALDAM, Roquemar de Lima, VIEIRA, Estéfano Aparecido. **Fundição: processos e tecnologias correlatas**. 2. ed. rev. São Paulo: Érica, 2014.

BARBOSA, V. C., BREITSCHAFT, A. M. **Um aparato experimental para o estudo do princípio de Arquimedes**. Revista Brasileira de Ensino de Física, Rio de Janeiro-RJ, V. 28, n. 1, pp. 115-122, novembro de 2005.

CALLISTER JR, William D, RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais – uma Introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

FERRARINI, C.F. **Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Al-Si Hipoeutéticas Conformadas por Spray**. 2005. Tese de Doutorado, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2008.

FREITAS, B.J.M. “**Otimização das propriedades mecânicas da liga de alumínio 319 contaminada com ferro**”. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2019.

GIRARDI, L. H.; CARGNELUTTI FILHO, A.; STORCK, L. **“Erro tipo I e poder de cinco testes de comparação múltipla de médias”**. Revista Brasileira de Biometria, São Paulo, v.27, n.1, p.23-36, 2009.

GONÇALVES, R.P.P.A. **Fundição a baixa pressão em moldação de areia de uma liga de alumínio melhoria do controlo do processo**. Dissertação de Mestrado, Universidade do Porto, Porto, 2021.

GROOVER, Mikell P. **Fundamentos da moderna manufatura: versão SI**. 5. ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2017. v. 1. 421 p.

JAHANGIRI, A. A., MARASHI, S. P. H, MOHAMMADALIHA, B., ASHOFTEA, V. **“The effect of pressure and pouring temperature on the porosity, microstructure, hardness and yield stress of AA2024 aluminum alloy during the squeeze casting process”**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 245, pp. 1-6, 2017.

JOSEPH, J., *et al.* **“Mechanical behaviour of age hardened A356/TiC metal matrix composite”**. Materials Today: Proceedings. Vol. 35, 2021, pp. 2127-2132.

KAWASHIMA, N. *et al.* **“Characterisation of single-stream Bayer plant heat exchanger scale”**. Hydrometallurgy, vol. 159, 2016, pp. 75-86.

Li, Z.; Limodin, N.; Tandjaoui, A.; Quaegebeur, P.; Osmond, P.; Balloy, D. **“Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi7Cu3 alloy”**. Materials Science and Engineering A, vol. 689, p. 286-297, 2017.

MANN, P. S. **Introdução à estatística**. Rio de Janeiro, 5 Ed., Editora LTC, 2006.

MELO, V.F. *et al.* **“Soil quality and reforestation of the Brazil nut tree (Bertholletia excelsa Bonpl.) after laterite-type bauxite mining in the Brazilian Amazon forest”**. Ecological Engineering, vol. 125, 2018, pp. 111-118.

MISHRA, A.K.S., SHARMA, A.K. “**On mechanism of in-situ microwave casting of aluminium alloy 7039 and cast microstructure**”. Material & Design. V.112. p. 97-106, 2016.

MILLÁN, F., Sánchez, D. y Olaya, J. 2015. “**Reciclaje de aluminio: oportunidades de desarrollo en Bogotá (Colombia)**”. Gestión y Ambiente 18(2): 135-152.

MOREIRA, D.V.F.M. **Método de Quantificação da porosidade em ligas de alumínio fundidas**. 2017. Dissertação de Mestrado, Universidade do Porto, Porto, 2017.

Moustafa, M.A. “**Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al–Si eutectic alloys**”. Journal of Materials Processing Technology, v. 209, p. 605–610, 2009.

NAMPOOTHIRI, J., BALASUNDAR, I., RAJ, B., MURTY, B.S., RAVI, K.R. “**Porosity alleviation and mechanical property improvement of strontium modified A356 alloy by ultrasonic treatment**”. Materials Science and Engineering, vol. 724, 2018, pp. 586-593.

NIU, L., CAO, M., LIANG, Z., HAN, B., ZHANG, Q. “**A modified Johnson-Cook model considering strain softening of A356 alloy**”. Materials Science and Engineering. Vol. 789, 2020.

ONDER, Vanessa Dall. **Análise da liga de alumínio AA7050 na condição de tratamento térmico de envelhecimento interrompido**. Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2015.

PARREIRAS, L.G.S. **Avaliação dos Esforços de Corte no Torneamento da Liga de Alumínio Silício (A356) com Diferentes Anteligas**. 2014. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São João del-Rei, São João Del Rei, 2014.

Peres M.M.; Pinto, C.P.; Rios, C.T.; Kiminami, C.S.; Botta, W.J.; Bolfarini, C. “Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia”. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 15., 2002, Natal, RN: Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2002. p. 1-6.

PERRY, H.R., Manual de Engenharia Química, 5a ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1980.

Reed, S. J. B. 1996. “**Electron Microprobe Analysis and Scanning Electron Microscopy in Geology**”. New York, Cambridge University Press. 201 p.

SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. “**Observations on the Formation of beta-Al₅FeSi Phase in 319 Type Al-Si Alloys**”. Journal of Material Science. V.31 (20), p.5529-5539, 1996.

Samuel, F.H.; Ouellet, A.M.; Samuel, A.M.; Doty, H.W. “**Effect of Mg and Sr Additions on the Formation of Intermetallics in Al-6 Wt Pct Si-3.5 Wt Pct Cu- (0.45) to (0.8) Wt Pct Fe 319-Type Alloys**”. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 29(12), p. 2871-2884, 1998.

SIGNOR, R. “**Análise de regressão do consumo de energia elétrica frente a variáveis arquitetônicas para edifícios comerciais climatizados em 14 capitais brasileiras**”. 1999. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis-SC, 1999.

SILVA JUNIOR, A. R. **Determinação das propriedades mecânicas da liga A356 conformada por spray para diferentes teores de ferro e condições de processamento**. 2008. 84 f. Dissertação (Mestrado)-Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2008.

TAHAMTAN, S., BOOSTANI A. F., NAZEMI, H. “**Mechanical properties and fracture behavior of thixoformed, rheocast and gravity-cast A356 alloy**”. Journal of Alloys and Compounds, vol. 468, 2009, pp. 107-114.

YANG, B. *et al.* “**Tension-compression mechanical behavior and corresponding microstructure evolution of cast A356-T6 aluminum alloy**”. *Materials Science and Engineering*, vol. 821, 2021.

WU, J., ZHOU, J., TANG, S., WANG, X., HAN, Q. “**Features of A356 alloy solidified under water cooling conditions**”. *Materials Letters*, vol. 300, 2021.

Zhang, L. Y., Jiang, Y. H., Ma, Z., Shan, S. F., Jia, Y. Z., Fan, C. Z., & Wang, W. K. “**Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy**”. *Journal of materials processing technology*. 2018.

Zhao, L., Pan, Y., Liao, H., & Wang, Q. “**Degassing of Aluminum Alloys during Re-Melting**”. *Materials Letters*, vol. 66, no. 1, 2012, pp. 328–331.