

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
CENTRO TECNOLÓGICO, DE CIÊNCIAS EXATAS E EDUCAÇÃO.  
COORDENADORIA ESPECIAL DE ENGENHARIA DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

BRENDA CARDOSO

**Avaliação da influência da adição de diferentes teores Sr e Ti e de diferentes ciclos térmicos sobre a microestrutura e o comportamento mecânico da Liga de Al Fundida A356**

BLUMENAU- SC

2022.

BRENDA CARDOSO

**Avaliação da influência da adição de diferentes teores Sr e Ti e de diferentes ciclos térmicos sobre a microestrutura e o comportamento mecânico da Liga de Al Fundida A356**

Trabalho Conclusão do Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Campus de Blumenau-Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito para a obtenção do título de Engenheira de Materiais.

Orientador: Prof., Dr. Wanderson Santana da Silva.

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Cardoso, Brenda

Avaliação da influência da adição de diferentes teores Sr e Ti e de diferentes ciclos térmicos sobre a microestrutura e o comportamento mecânico da Liga de Al Fundida A356 / Brenda Cardoso ; orientador, Prof., Dr. Wanderson S Santana da Silva., 2022.

80 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -  
Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau,  
Graduação em Engenharia de Materiais, Blumenau, 2022.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. I. Santana da Silva.,  
Prof., Dr. Wanderson S. II. Universidade Federal de Santa  
Catarina. Graduação em Engenharia de Materiais. III. Título.

BRENDA CARDOSO

**Avaliação da influência da adição de diferentes teores Sr e Ti e de diferentes ciclos térmicos sobre a microestrutura e o comportamento mecânico da Liga de Al Fundida A356**

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais e aprovado em sua forma final pelo Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau.

Blumenau, 15 de julho de 2022.

---

Brenda Cardoso

**Banca Examinadora:**

---

Prof.(a) Dr.(a) Wanderson Santana da Silva

Orientador

Universidade Federal de Santa Catarina.

---

Prof. Dr. João Batista Rodrigues Neto

Avaliador

Universidade Federal de Santa Catarina.

---

Prof. Dr. Marcio Roberto da Rocha

Avaliador

Universidade Federal de Santa Catarina.

Dedico este trabalho aos meus pais e a minha irmã.

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente agradeço aos meus pais e a minha irmã que foram o meu suporte durante toda a minha graduação, sem o apoio deles não poderia ter realizado o meu sonho de se tornar engenheira.

Agradeço ao meu orientador prof. Dr. Wanderson Santana da Silva por todas as discussões sobre fundição que me fizeram crescer muito como profissional durante o desenvolvimento deste trabalho, agradeço por todo suporte que me deu durante a realização dos meus estágios.

Agradeço ao meu coorientador e gerente Jean Stehl que sempre acreditou no meu potencial e sempre me deu oportunidades para meu crescimento profissional, desde a minha contratação como estagiária a minha efetivação no Grupo Hubner, exemplo de liderança.

Agradeço a todos os meus colegas de trabalho do Grupo Hubner que estiveram ao meu lado dando suporte no desenvolvimento desse trabalho e ao longo da minha carreira profissional, que tornaram esta jornada muito mais leve.

Agradeço aos professores da Universidade Federal de Santa Catarina, campus de Blumenau e de Joinville que me ensinaram muito sobre o universo da engenharia.

Agradeço as minhas amigas que estiveram ao meu lado durante a graduação Heloísa, Bianca, Francielen, Júlia, Giselly, Daniele e Fernanda.

“O caminho para o sucesso tem obstáculos, mas não deixe que eles te impeçam de continuar.”

Marianna Moreno

## RESUMO

As ligas Al-7%Si-0,3Mg (A356) por ter excelente combinação de propriedades, como baixa contração de solidificação e uma boa fluidez, alta resistência ao desgaste, tem grande aplicação nos desenvolvimentos de produtos no setor automotivo e aeroespacial. Falhas em campo apresentadas por estas ligas estão associadas à baixa tenacidade e alongamento, proporcionados por defeitos de fundição (poros, rechupes) e microestrutura inadequada (silício em placas, presença de escrita chinesa e intermetálicos ricos em ferro). Neste trabalho são avaliadas mudanças na composição química, no uso de modificadores e refinadores, bem como no tratamento térmico, em duas séries de experimentos, com o objetivo de se atingir as propriedades mecânicas especificadas com 250 MPa de limite de resistência à tração e 8% de alongamento. Na série de experimentos 1 foram utilizados os seguintes parâmetros: aumento do teor dos elementos químicos Mn e Mg em relação a composição química base e ciclo térmicos T6 e T64. Na série de experimentos 2 foram utilizados os seguintes parâmetros: aumento do teor de modificador (Estrôncio) e refinador (Titânio-Boro) e variações no tratamento térmico T6, aumentando a temperatura de precipitação de 160°C para 235 °C. Nas duas séries de experimento as amostras foram caracterizada por Microscopia Ótica (fases presentes, espaçamento interdendrítico), por dureza HB, por ensaios de tração. Os resultados indicam que na primeira série de experimentos apresenta uma maior quantidade de intermetálicos a base de Fe. Na segunda série de experimentos verificou-se uma melhora na modificação do Si pelo maior teor de Sr. Em ambas as séries de experimentos foram alcançados os valores de resistência mecânica, mas não se alcançou o valor de alongamento desejado. Podem explicar este fato a presença elevada de intermetálicos de ferro associada a presença de poros e microrrechupes nas duas séries de experimentos. Os melhores resultados de resistência mecânica e alongamento foi alcançado na série 2, ciclo térmico T6 normal com a temperatura de precipitação de 160°C e maiores teores de Sr.

Palavras chaves: Liga A356; Modificadores; Refinadores, Tratamentos Térmicos, Microestrutura; Comportamento Mecânico.

## ABSTRACT

The Al-7%Si-0.3Mg (A356) alloys, for having an excellent combination of properties, such as low solidification shrinkage and good fluidity, high wear resistance, have great application in product developments in the automotive and aerospace sectors. Field failures presented by these alloys are associated with low toughness and elongation, provided by casting defects (pores, shrinkage) and inadequate microstructure (silicon plates, presence of Chinese writing and iron-rich intermetallics). In this work, changes in the chemical composition, in the use of modifiers and refiners, as well as in the heat treatment, are evaluated in two series of experiments, with the objective of achieving the specified mechanical properties with a tensile strength limit of 250 MPa and 8% of stretching. In the series of experiments 1 the following parameters were used: increase in the content of the chemical elements Mn and Mg in relation to the base chemical composition and thermal cycle T6 and T64. In the series of experiments 2 the following parameters were used: increase in modifier (Strontium) and refiner (Titanium-Boron) content and variations in the T6 heat treatment, increasing the precipitation temperature from 160°C to 235°C. In the two series of experiments the samples were characterized by Optical Microscopy (phases present, interdendritic spacing), by HB hardness, by tensile tests. The results indicate that in the first series of experiments there is a greater amount of Fe-based intermetallics. In the second series of experiments, there was an improvement in the modification of Si due to the higher Sr content. In both series of experiments, the mechanical strength values were reached but the desired elongation value was not reached. This fact can be explained by the high presence of iron intermetallics associated with the presence of pores and micro shrinkage in the two series of experiments. The best results in mechanical strength and elongation were achieved in series 2, normal T6 thermal cycle with a precipitation temperature of 160°C and higher levels of Sr.

Keywords: Alloy A356; Modifiers; Refiners, Heat Treatments, Microstructure; Mechanical Behavior.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de fases de uma liga Al-Si e seus diferentes compostos. ....	22
Figura 2 a) Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si; b) Microestrutura de uma liga Al-Si hipoeutética; c) Microestrutura de uma liga Al-Si eutética e d) Microestrutura de uma liga Al-Si hipereutética. ....	24
Figura 3: Tamanho e morfologia de dendritas da fase $\alpha$ -Al observada em uma liga 356. a) alta taxa de resfriamento e (b) baixa taxa de resfriamento. ....	25
Figura 4: Micrografias de liga 356 modificada com estrôncio apresentando partículas de silício, plaquetas de $Al_5FeSi$ (fase $\beta$ ), $Al_8Mg_3FeSi$ (fase $\pi$ ) e $Mg_2Si$ (6). Aumentos de 250x (a) e 200x (b). ....	27
Figura 5: MEV destacando os precipitados de $Mg_2Si$ e partículas de Si. ....	27
Figura 6: Efeito do Manganês nas propriedades de uma chapa de alumínio 99,95% resfriada em água fria a partir de $565^\circ C$ . ....	28
Figura 7: Efeito do Fe + Si como impurezas nas propriedades do Alumínio. ....	29
Figura 8: Compostos de ferro com diferentes morfologias. ....	30
Figura 9: Micrografias da região intercelular de liga contendo 3%Cu mostrando a presença de eutético secundário rico em cobre (fase $\alpha + CuAl_2$ ) e de eutético secundário rico em ferro (fase $\alpha + Al_5FeSi$ ). Aumentos de 250x. ....	31
Figura 10: Propriedades mecânicas da liga de Alumínio- Cobre fundido em areia no estado F e nos estados T4 e T6. ....	32
Figura 11: Efeito do fosforo no refino do silício primário. ....	33
Figura 12: Interação do Fósforo com os modificadores na liga AA-356 com tempo de solidificação de 60 segundos. (a) Na-P; (b) Sr-P; (c) Sb-P. ....	34
Figura 13: Representação esquemática da sequência de solidificação da liga A356.2 sobre um corte do diagrama simplificado Al-Si-Fe. ....	37
Figura 14: Liga Al-Si congelada durante a solidificação das células eutéticas, apresentando dendritas de alumínio e uma célula eutética em crescimento. ....	37
Figura 15: Exemplo de solidificação direcionada de uma liga $Al_7Si_0,3Mg$ , sem adição de afinador de grão, e o seu efeito na microestrutura. ....	39

Figura 16: Ilustração da nucleação das dendrites, com identificação do espaçamento dendrítico DAS e SDAS. ....	41
Figura 17: Microestruturas típicas de liga A356 não modificada com silício com morfologia em plaquetas (a) e com modificação com 0,006% Sr com morfologia em fibras (b). Microscópio óptico sem ataque e MEV após ataque profundo (NaOH 20% em água) .....	42
Figura 18: Esquemática de um processo de desgaseificação pela introdução de um gás de purga, utilizando uma lança rotativa.....	44
Figura 19: Processo de desgaseificação com Nitrogênio e Argônio. ....	45
Figura 20: Comparação do refino de grão com a pré-ligas (a) Al- 5% Ti+ 1% B (b) Al- 2,5% Ti + 2,5 B.....	46
Figura 21: (A) Crescimento do grão $\alpha$ limitado pela presença de Ti no banho metálico; (B) Efeito do Ti em excesso no banho metálico para a nucleação por parte de TiB <sub>2</sub> . ....	47
Figura 22: Parte da curva de solidificação referente a formação do alumínio primário. ....	48
Figura 23: Diferença entre uma liga Al-Si modificada e uma liga não modificada; (a) sem agente modificador; (b) com agente modificador. ....	49
Figura 24: Gráfico demonstrativo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. ....	50
Figura 25: Descrição do processo de tratamento térmico T6. ....	52
Figura 26: Solubilidade de alguns elementos de liga no alumínio (fase $\alpha$ ).....	53
Figura 27: Evolução esquemática dos precipitados de uma liga Al-Si-Mg .....	54
Figura 28: Microestruturas típicas de liga A356 não modificadas (a e b) no estado bruto de fundição (a) e após tratamento de solubilização por 10 horas a 540°C (b). Idem para liga modificada com 0,006% Sr no estado bruto de fundição (c) e após tratamento térmico de solubilização por 10 horas a 540°C (d). Microscópio óptico sem ataque e MEV após ataque profundo (NaOH 20% em água).....	55
Figura 29: Fluxograma do processo para os ensaios. ....	57
Figura 30: A) Dimensões do corpo de prova fundido conforme a norma ASTM- B108. B) Corpo de prova fabricado para os ensaios de tração. ....	59
Figura 31: Amostra padrão com furo. ....	61
Figura 32: Curva de solidificação obtida através da simulação de enchimento da peça pelo software MAGMASOFT <sup>®</sup> . ....	62
Figura 33: Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do .....	64

Figura 34: **(a)** Série de ensaio 1- Foto Micro -liga A356 no estado bruto- modificada apresentando dendritas de Alumínio (fase  $\alpha$  primário). **(b)** Série de ensaio 1- Foto Macro- liga A356 no estado bruto apresenta região vertical de solidificação. **(c)** Série de ensaio 2- Foto Micro -Liga A356 no estado bruto- sem modificação, o Silício apresenta forma lamelar grosseira. **(d)** Série de ensaio 2- Foto Macro da liga A356 no estado bruto, a amostra apresenta sentidos de solidificação horizontal e vertical.....69

Figura 35 **a)** Microestrutura da liga A356- após T6, aparentemente apresenta micro-rechupes com aumento 50x. Sem Ataque. **b)** Aparentemente o Silício apresenta na matriz de Alumínio na forma primária refinada- Com Aumento 500x. **c)** Presença de intermetálicos de Ferro- Com aumento 1000x..... 70

Figura 36: **a)** Aparentemente a microestrutura apresenta micro-rechupes- Com aumento 50x. Sem Ataque. **b)** Reação eutética, Silício apresenta na forma primária refinada- Com Aumento 200x. **c)** Presença de intermetálicos de Ferro na reação eutética - Com aumento 1000x. .... 71

Figura 37: **a)** Aparentemente a microestrutura apresenta micro-rechupes- Com aumento 50x. Sem Ataque **b)** Presença de intermetálicos de Ferro na reação eutética - Com aumento 1000x. .... 72

Figura 38: **(a)** Série de Ensaio 1- Silício com morfologia fibrosa mais grosseira- Com aumento 100x **(b)** Série de Ensaio 2- Silício com morfologia fibrosa mais fina- Com aumento 100x. .... 73

Figura 39: **a)** “Escrita chinesa” amostra com ciclo térmico realizado com temperatura de precipitação 160 °C- Com aumento 500x **b)** “Escrita chinesa” amostra com ciclo térmico realizado com temperatura de precipitação 235 °C- Com aumento 500x. .... 74

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Especificações de composições químicas para algumas das ligas Al-Si de maior utilização comercial.....	22
Tabela 2 – Propriedades mecânicas típicas de ligas Al-Si sem e com cobre como elemento de liga. ....	31
Tabela 3– Composição nominal da liga A356.....	35
Tabela 4: Composição química da A356- experimento de Backerud et al .....	36
Tabela 5: Sequência de solidificação de uma liga A356. ....	36
Tabela 6: Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição.....	51
Tabela 7: Propriedades mecânicas especificadas para o componente agrícola. ....	56
Tabela 8: Composição química da liga A356 bruta para as séries de ensaios 1 e 2.....	60
Tabela 9: Dados do processo de desgaseificação realizado nos testes. ....	60
Tabela 10: Parâmetros utilizados no tratamento térmico T6 e T64.....	64
Tabela 11: Descrição dos percentuais utilizados normalmente no processo de fabricação e no teste desenvolvido neste trabalho. ....	65
Tabela 12: Composição química da liga A356 após correções. ....	66
Tabela 13: Resultados dos ensaios de propriedades mecânicas das amostras.....	67
Tabela 14: Resultados de sDAS no estado bruto de fundição da liga A356 para a série de ensaio 1 e 2. ....	68

## LISTA ABREVIACÕES E SIGLAS

ASTM E7:17	Terminologia Padrão Relacionada À Metalografia
DIN EN 1706	Ligas de Alumínio - Fundições - Composição Química e Propriedades Mecânicas.
DAS	Distância entre Dendritas Primárias
EN-AC- 42100:	Liga de Alumínio Formulada para Fundição
HB:	Dureza Brinell
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
RPM	Rotação por Minuto
SDAS	Distância Entre os Braços Secundários das Dendritas
TC	Tomográfica Computadorizada
RPT	Corpos de Provas de Tensão de Pressão Reduzida
$\beta$	Fase beta
$\Delta T$	Variação de Temperatura

## Sumário

1. INTRODUÇÃO .....	18
2. OBJETIVOS .....	20
2.1 OBJETIVOS GERAIS: .....	20
OBJETIVOS ESPECIFICOS: .....	20
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
3.1 LIGAS ALUMÍNIO-SILÍCIO. ....	21
3.1.1 MICROESTRUTURAS PRESENTES NAS LIGAS AL-SI. ....	23
3.1.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS FASES $\alpha$ E $\beta$ .....	24
3.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA E IMPUREZAS NAS LIGAS DE AL-SI: .....	26
3.2.1 MAGNÉSIO.....	26
3.2.2 MANGANÊS .....	28
3.2.3 FERRO .....	29
3.2.4 COBRE .....	30
3.2.5 ZINCO.....	32
3.2.6 FÓSFORO.....	32
3.3 A LIGA A356. ....	34
3.4 SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS AL-SI .....	38
3.4.1 NUCLEAÇÃO .....	38
3.4.2 SOLIDIFICAÇÃO .....	39
3.4.3 REAÇÃO EUTÉTICA .....	41
3.5 TRATAMENTO DO BANHO .....	42
3.5.1 PROCESSO DE DEGASEIFICAÇÃO.....	43
3.5.2 REFINO DE GRÃO.....	45
3.5.3 MODIFICAÇÃO COM ESTRÔNCIO .....	48
3.6 CICLO TÉRMICO DAS LIGA AL-SI. ....	50
3.6.1 PROCESSO DE SOLUBILIZAÇÃO .....	51
3.6.2 PROCESSO DE PRECIPITAÇÃO/ENVELHECIMENTO .....	53
4.MATERIAIS E MÉTODOS .....	56
4.1 SÉRIE DE ENSAIOS 1.....	56
4.2 SÉRIE DE ENSAIOS 2.....	56
<b>4.3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS COMUNS PARA AS SÉRIES DE ENSAIOS.</b> 57	
4.3.1 PREPARAÇÃO DAS FERRAMENTAS. ....	58
4.3.2 FUSÃO DA LIGA .....	59

4.3.3 PROCESSO DE DESGASEIFICAÇÃO.....	60
4.3.4 VAZAMENTO.....	61
4.3.5 MICROSCOPIA ÓPTICA .....	63
4.3.6 ESPAÇAMENTO ENTRE BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS .....	63
4.3.7 TRATAMENTO TÉRMICO .....	64
4.3.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	65
4.3.9 MODIFICAÇÃO E REFINO DE GRÃOS .....	65
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES: .....	66
5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	66
5.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	66
5.3.1 ESPAÇAMENTO ENTRE BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS .....	67
5.3.3.1 MICROESTURAS APÓS CICLO TÉRMICO - SÉRIE DE ENSAIO 1.....	70
5.3.3.1 MICROESTURAS APÓS CICLO TÉRMICO - SÉRIE DE ENSAIO 2.....	71
6. CONCLUSÃO .....	75
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	76
8. REFERÊNCIAS .....	77

## 1. INTRODUÇÃO

A liga A356 (Al-7%Si-0,3%Mg) é uma liga de alumínio-silício de fundição amplamente utilizada na indústria devido a sua boa resistência mecânica, ductilidade, dureza, resistência à fadiga, resistência à pressão, boa fluidez durante o processo de conformação, e usinabilidade, resultando em um bom emprego em processos metalúrgicos (JIAN, 2005). A utilização de ligas Al-Si tem se expandido industrialmente principalmente no setor automobilístico. Cabeçotes, blocos de motor, rodas entre outros são exemplos de componentes produzidos com essas ligas. Estes componentes normalmente estão sujeitos a carregamento cíclico (Tatiane Haskel, 2015).

As propriedades da liga A356 são fortemente dependentes do tamanho de grão, da morfologia eutética e das frações de porosidade apresentada pelo material, portanto um bom controle do processo de solidificação é requerido para a obtenção de materiais com a especificação desejada pelos usuários (HEGDE; PRABHU, 2008).

O refino de grão é realizado para melhorar as propriedades mecânicas da liga A 356, esse processo em muitas fundições ocorre sem controle, pois há desde a adição de refinador em todo e qualquer lote do material, até a total ausência de inoculantes devido a não se ter claro do teor adequado de inoculantes para a obtenção de melhores propriedades (CHEN; FORTIER, 2010). O refinamento dos grãos depende de alguns fatores: da composição (adição de refinadores) e da taxa de resfriamento, pois velocidades maiores de solidificação resultam num refino dos grãos dendríticos, nas partículas duras de Silício e nas plaquetas de fases ricas em Ferro, desse modo garantem propriedades mecânicas mais uniformes e reduz a tendência de trincas. Os refinadores usados nos ensaios deste trabalho foram Titânio-Boro. De acordo com Tarita (2008) as partículas de  $TiAl_3$  com partículas de (Al, Ti)  $B_2$  agregadas à sua superfície torna o refino mais eficiente e duradouro.

Para fazer a modificação dos grãos foram utilizados 0,03% de Estrôncio, que favorece a modificação da morfologia das partículas duras de Silício (fase  $\beta$ ) de plaquetas para fibras, resultando em um aumento no alongamento. Os modificadores têm apenas a capacidade de modificar fases e não de refinar grãos.

Para se obter melhores propriedades mecânicas na liga A356, além dos controles de refinamento de grão e modificação das fases do Silício eutético é realizado tratamento térmico

T6 no qual é realizado primeiramente a solubilização e em seguida o envelhecimento artificial, com isso os resultados de dureza e ductilidade se tornam mais elevados.

Este trabalho foi motivado pela dificuldade tecnológica de obtenção das propriedades mecânicas requeridas pela liga A356 fundida por gravidade em coquilha, utilizada na fabricação de componente de máquinas agrícolas, as propriedades que o componente deve obter no mínimo são 8% de alongamento e 250 MPa de tensão máxima.

As falhas ocorridas em peças de máquinas agrícolas durante o trabalho em campo, podem estar associadas à baixa tenacidade (ductilidade) do material, decorrente de presença de poros, rechupes, estrutura grosseira e tratamento térmico inadequado. As propriedades mecânicas obtidas na primeira fabricação da amostra haviam obtidos os requisitos nos ensaios de tração, porém o alongamento da amostra era inferior ao solicitado, após análise das microestruturas das peças foi identificado a presença de intermetálicos devido ao elevado teor de ferro e que o Silício eutético não havia sido bem modificado durante a fusão da liga.

## 2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS: Avaliar a possibilidade de melhoria do comportamento mecânico da liga de alumínio fundida A356 através da modificação da composição química, da alteração dos teores dos refinadores Ti-B e do modificador Sr, de forma a atender os requisitos mínimos de emprego do material em equipamentos agrícolas

Avaliar a possibilidade de melhoria do comportamento mecânico da liga de alumínio fundida A356 através da modificação da composição química, da alteração dos teores dos refinadores Ti-B e do modificador Sr, de forma a atender os requisitos mínimos de emprego do material em máquinas agrícolas, com resistência a tração de 250 MPa e 8% de alongamento.

### OBJETIVOS ESPECIFICOS:

- Avaliar se a alteração do percentual de Magnésio com teores de 0,25 (residual da liga comercial) para 0,30% e 0,45% interferem nas propriedades exigidas devido a formação da fase  $Mg_2Si$  base para o desenvolvimento da resistência e da dureza;
- Adicionar o Manganês conforme o teor de Ferro, utilizando a relação de que o Manganês deve ser no mínimo metade do teor de Ferro, desse modo o Manganês tem a capacidade de modificar os compostos agulhados do Ferro na microestrutura e melhorar as propriedades mecânicas finais;
- Alterar os percentuais do modificador (Estrôncio) e dos refinadores (Titânio-Boro) de 0,01% para 0,03% e avaliar as alterações na microestrutura do lingote bruto e após as adições;
- Avaliar os resultados obtidos nos ensaios de tração através do Tratamento térmico T6 e T64;
- Avaliar se o aumento da temperatura de precipitação no tratamento térmico T6, de 160 °C para 235 °C com o tempo de 2 horas altera a precipitação dos elementos.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

#### 3.1 LIGAS ALUMÍNIO-SILÍCIO.

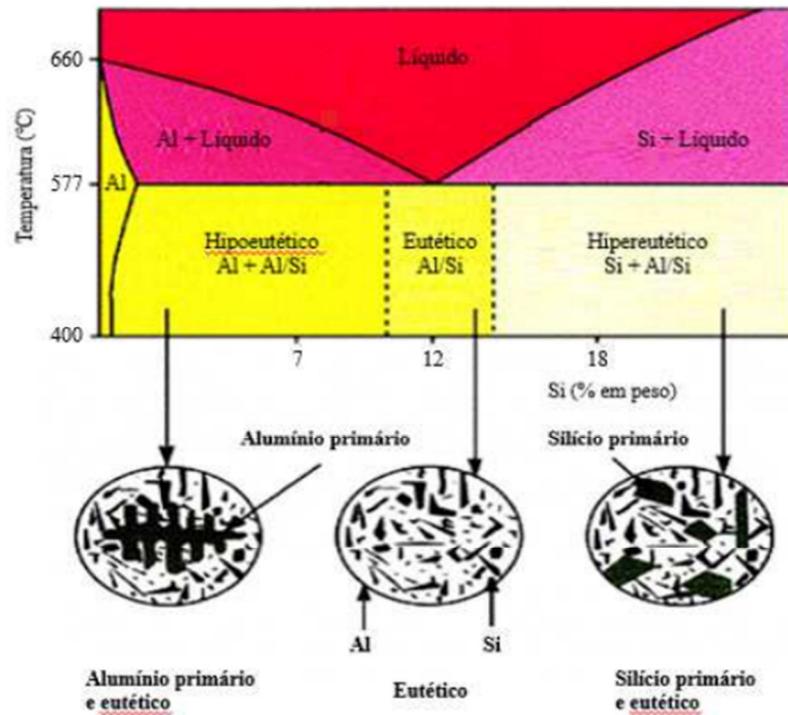
De acordo com Tarita, 2008 as ligas Al-Si são muito usadas, principalmente pela atrativa combinação de boas propriedades físicas com sua ótima fundibilidade. A obtenção das melhores combinações de propriedades mecânicas depende do controle de fatores envolvidos no tratamento do metal líquido e na solidificação, tais como o teor de hidrogênio dissolvido no líquido, grau de modificação do eutético, velocidade de solidificação e refino de grãos.

As ligas Al-Si podem ser divididas como hipereutéticas, hipoeutéticas e eutéticas. Bäckerud, Chai e Tamminen (1990) informa que nas ligas hipoeutéticas, o alumínio se precipita a partir do líquido como uma fase primária em forma de dendritas, enquanto nas ligas hipereutéticas são formadas partículas de silício primário a partir do líquido em consequência do resfriamento. O controle do tamanho das dendritas e das partículas primárias de silício e a influência da mistura eutética são pontos importantes para aplicação de uma determinada liga. Outra classificação pode ser a partir do teor de Silício presente na liga:

- a) ligas hipereutéticas, contém o teor de Silício entre 14-20%;
- b) liga eutética com 11-13% de Si em massa a temperatura abaixo de 577°C é formado da fase alfa (solução sólida de Al contendo 1,65%Si) e fase beta (cristais puros de Si);
- c) ligas hipoeutéticas onde o teor do Silício é de 5-10%

Na figura 1 é apresentado o diagrama de fases para ligas Al-Si para seus diferentes compostos.

Figura 1: Diagrama de fases de uma liga Al-Si e seus diferentes compostos.



Fonte: Vinicius Viana, 2018.

As composições químicas utilizadas na empresa Hubner Fundição de Alumínio seguem conforme a norma DIN EN1706, conforme tabela 3 é apresentado as principais composições químicas comerciais.

Tabela 1: Especificações de composições químicas para algumas das ligas Al-Si de maior utilização comercial.

Liga	Processo	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mg (%)	Zn (%)
A356	Gravidade	6,5- 7,5	0,20 máx.	0,20 máx.	0,25-0,45	0,10 máx.
356/ SAE323	Gravidade	6,5- 7,5	0,60 máx.	0,20 máx.	0,20-0,45	0,35 máx.
A413	Gravidade	11,0-13,0	0,20 máx.	0,10 máx.	0,05 máx.	0,10 máx.
A319	Gravidade	5,5- 6,5	1,0 máx.	3,0 -4,0	0,10 máx.	3,0 máx.
AlSi9Cu3	Gravidade	8,0-10,0	0,50 máx.	3,0-4,0	0,10 máx.	3,0 máx.
A380/SAE306	Injeção	7,5-9,50	1,3 máx.	3,0-4,0	0,10 máx.	3,0 máx.
413/SAE305	Injeção	11,0-13,0	0,50 máx.	0,10 máx.	0,05 máx.	0,50 máx.
383	Injeção	9,5-11,5	1,3 máx.	2,0- 3,0	0,10 máx.	3,0 máx.

Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

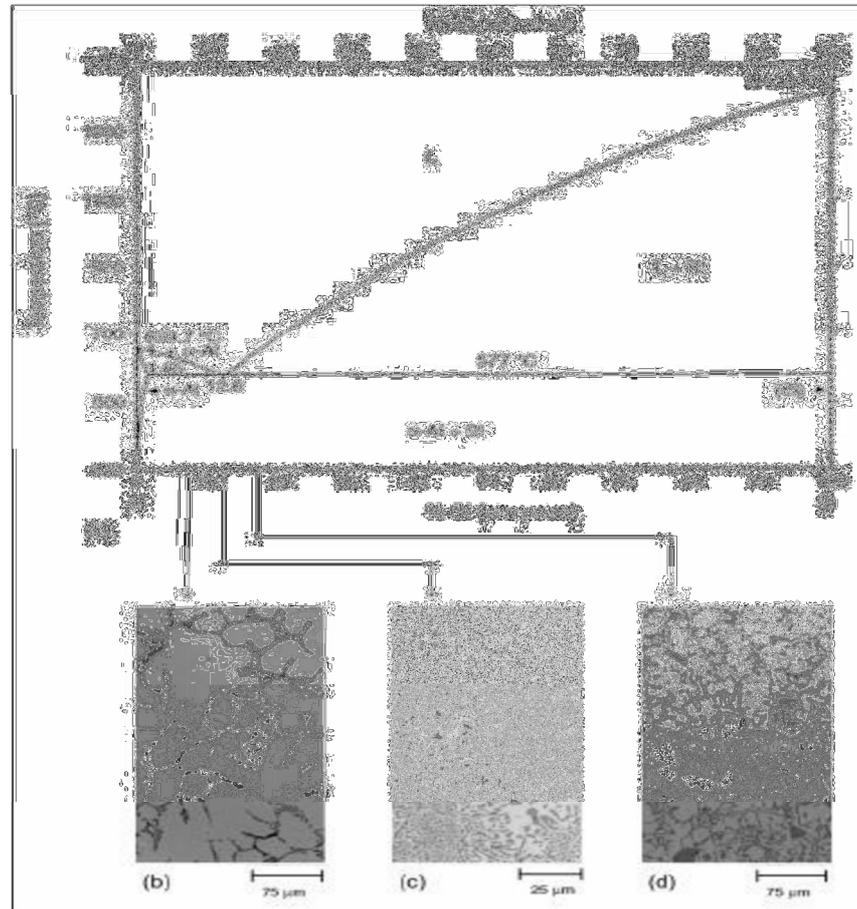
### 3.1.1 MICROESTRUTURAS PRESENTES NAS LIGAS AL-SI.

De acordo com Tarita (2008) a microestrutura das ligas Al-Si hipoeutéticas é formada basicamente de dendritas de fase alfa (alumínio quase puro com alguma solubilidade de Si, Mg etc.) e do eutético Al-Si. Na presença de determinados elementos, chamados de modificadores, a morfologia do silício sofre uma transição e tem sua forma de crescimentos alterada.

As microestruturas decorrentes da solidificação são formadas essencialmente por duas fases, a fase  $\alpha$  - alumínio contendo em torno de 1,5% Si e a fase  $\beta$  praticamente constituída de silício puro. De modo geral, nestas ligas as microestruturas contêm grãos com morfologia dendrítica formados pela fase  $\alpha$  e porções de eutético onde convivem as fases  $\alpha$  e  $\beta$  nas regiões interdendríticas. A fração volumétrica de dendritas é maior quanto menor for o teor de silício da liga. Assim, ligas com teor de silício da ordem de 6% tem cerca de 60% de dendritas e 40% de eutético, ligas com 9% de silício apresentam somente 30% de dendritas e 70% de eutético, enquanto ligas com 12,5% de silício praticamente são formadas somente por eutético. (Ricardo Fuoco, 2017)

Na figura 2 é apresentado um diagrama de fases e respectivamente as microestruturas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas.

Figura 2 a) Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si; b) Microestrutura de uma liga Al-Si hipoeutética; c) Microestrutura de uma liga Al-Si eutética e d) Microestrutura de uma liga Al-Si hipereutética.



Fonte: Altino Ribeiro, 2008.

### 3.1.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS FASES $\alpha$ E $\beta$

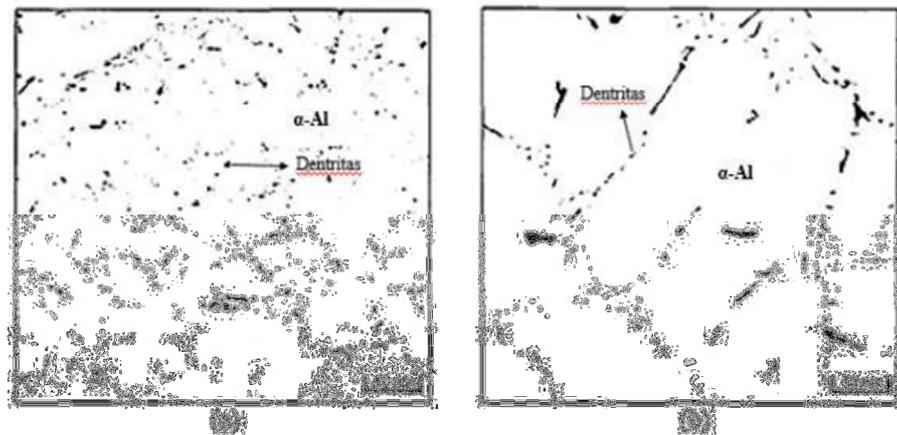
As ligas de alumínio hipoeutéticas (com teor de Si abaixo de 12,7%), contém a fase  $\alpha$ , é uma fase contínua na microestrutura, sendo a fase determinante das propriedades mecânicas destas ligas. A fase  $\alpha$  apresenta solubilidade máxima de silício de 1,5% a 570°C e praticamente nenhuma solubilidade à temperatura ambiente. Sem a presença de outros elementos de liga, a fase  $\alpha$  apresenta baixa dureza (em torno de 20HB), baixo limite de resistência (cerca de 80 MPa), baixo limite de escoamento (cerca de 30 MPa) e elevada ductilidade (alongamento de cerca de 40%). A fase  $\beta$  é formada essencialmente por silício, apresentando elevada dureza (entre 1.000 e 1.100 HV) e comportamento extremamente frágil. As propriedades mecânicas das ligas com 6 a 12%Si decorrem da mistura entre estas fases, ou

seja, nas regiões de dendritas as propriedades mecânicas são semelhantes às da fase  $\alpha$ , enquanto nas regiões de eutético a fase  $\alpha$  é a fase contínua, mas entrecortada pela fase  $\beta$ . (Ricardo Fuoco, 2017)

Gruzleski e Closset (1990) explicam que as propriedades mecânicas em ligas fundidas que contém uma grande fração de eutético, como as ligas Al-Si, são menos dependentes do tamanho de grão que dá morfologia eutética e do espaçamento dendritico.

Ainda, de acordo com Gruzleski e Closset (1990), Soares (2000) e Fuoco, Corrêa e Moreira (2009) o resfriamento rápido, obtido em geral pelo material do molde, produz grãos mais finos. Embora o tamanho de grão não esteja diretamente relacionado com o espaçamento dendrítico, a taxa de resfriamento mais rápida também diminui esse espaçamento. (GRUZLESKI E CLOSSET, 1990). Na figura 3 Chen (2005) destaca exemplos das dendritas observadas em amostras de uma liga 356 obtidas sob as condições de alta e baixa taxa de resfriamento.

Figura 3: Tamanho e morfologia de dendritas da fase  $\alpha$ -Al observada em uma liga 356. a) alta taxa de resfriamento e (b) baixa taxa de resfriamento.



Fonte: CHEN, 2005.

Chen (2005) destaca que o espaçamento dendrítico secundário (EDS) é usualmente utilizado para indicar o tamanho das dendritas da fase  $\alpha$ -Al e por isso dá uma estimativa do quão fina é a microestrutura. Quanto menores forem as dimensões, melhores serão as propriedades da liga fundida.

As variações das dimensões do EDS estão relacionadas com as velocidades de resfriamento, quando essa velocidade é maior, as propriedades mecânicas observadas serão

mais elevadas. Além disso, segundo Zhang, Garro e Tagliano (2003), o crescimento dendrítico é influenciado pelas taxas de transferência de calor entre o metal e o molde e pela composição química.

### 3.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA E IMPUREZAS NAS LIGAS DE AL-SI:

Conforme Vinicius Viana (2018) a presença de elementos de liga influencia as propriedades físicas e químicas dos produtos já que estes modificam a microestrutura em função de suas concentrações. Em propósito de melhor entendimento da função dos diferentes tipos de elementos de liga nas propriedades das diferentes ligas de alumínio,) classifica os elementos de liga como: elementos principais, elementos secundários, modificadores da microestrutura e impurezas, conforme abaixo:

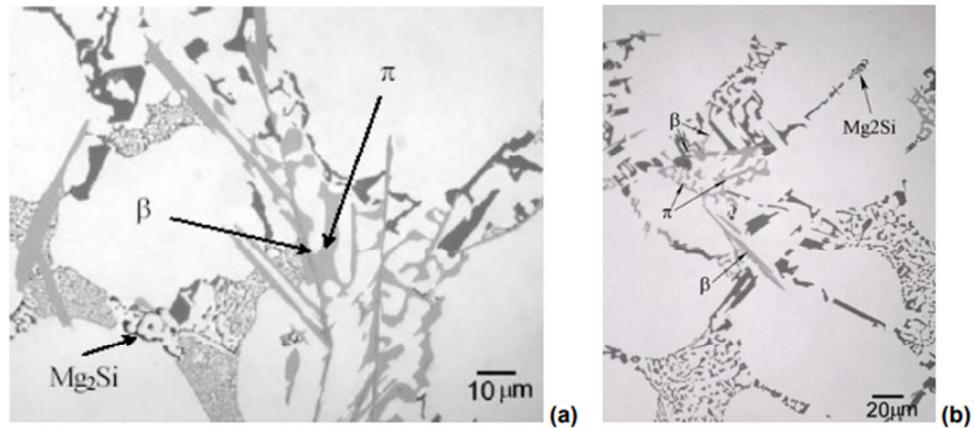
- Elementos principais: silício, cobre e magnésio;
- Elementos secundários: níquel e estanho;
- Modificadores da microestrutura: titânio, boro, estrôncio, fósforo, berílio, manganês e cromo;
- Impurezas: ferro, cromo e zinco.

#### 3.2.1 MAGNÉSIO

O magnésio é um dos principais elementos de liga com o Alumínio. A solubilidade é de 17,4% a 450°C em torno de 2% à temperatura ambiente.

O magnésio é normalmente adicionado em teores entre 0,20 e 0,60%, promovendo a formação da fase  $Mg_2Si$ . Como estas ligas normalmente apresentam um teor residual de ferro superior a 0,10%, além da fase  $Mg_2Si$  ocorre a precipitação das fases  $Al_5FeSi$  (fase  $\beta$ ),  $Mg_2Si$  e  $Al_8Mg_3FeSi$  (fase  $\pi$ ). A Figura 4 apresenta as morfologias típicas das fases formadas nas ligas Al-Si-Mg pelos eutéticos secundários entre fase  $\alpha$  e fases ricas em Fe e Mg -  $Al_5FeSi$  (fase  $\beta$ ),  $Al_8Mg_3FeSi$  (fase  $\pi$ ) e  $Mg_2Si$  (Ricardo Fuoco, 2017).

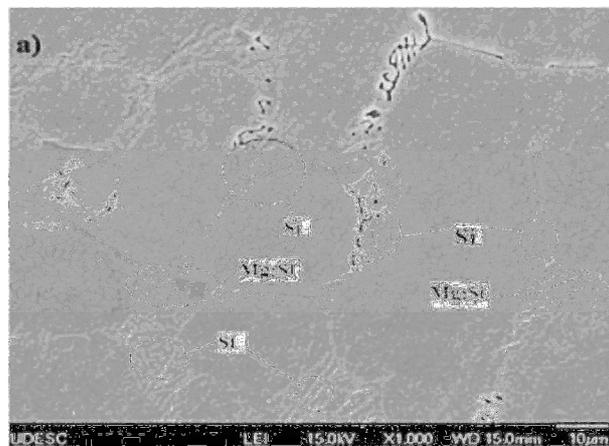
Figura 4: Micrografias de liga 356 modificada com estrôncio apresentando partículas de silício, plaquetas de  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (fase  $\beta$ ),  $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}$  (fase  $\pi$ ) e  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (6). Aumentos de 250x (a) e 200x (b).



Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

Segundo Mônica Zerbinatti (2016), o magnésio é a base para o desenvolvimento da resistência e da dureza, devido a fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , em ligas termicamente tratáveis de Al-Si e normalmente é usado em ligas complexas, que contenham também elementos como cromo, níquel e outros. A fase de endurecimento  $\text{Mg}_2\text{Si}$  possui limite de solubilidade de aproximadamente 0,70% de Mg, para além do qual não se verifica mais reforço ou ocorre amaciamento da matriz. A Figura 4 mostra os precipitados obtidos por microscopia eletrônica de varredura no estudo realizado por Segundo (2015).

Figura 5: MEV destacando os precipitados de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e partículas de Si.



Fonte: SEGUNDO, 2015.

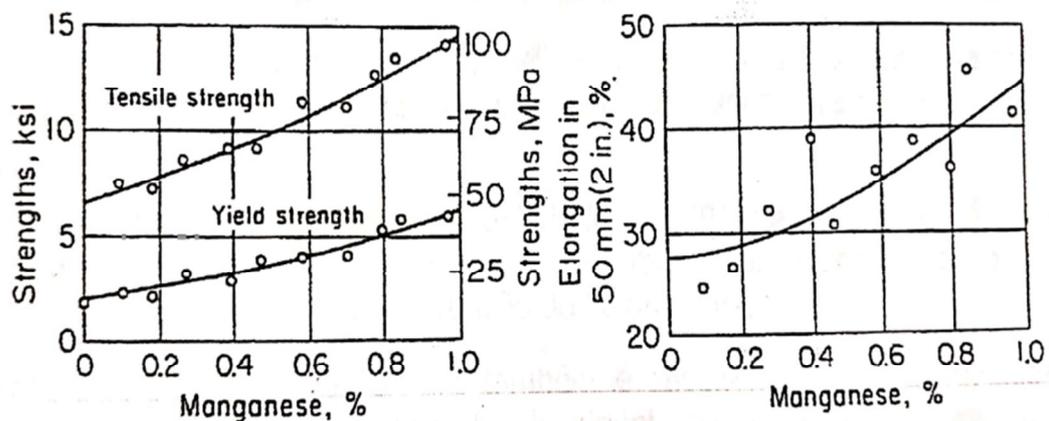
Os teores de Magnésio e Manganês não podem ser muito elevados, pois dificultam sua transformação durante o trabalho a quente, causando trincas principalmente se houver traços de Sódio (MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011).

### 3.2.2 MANGANÊS

Quando se adiciona manganês ao alumínio, a resistência mecânica dessa liga aumenta em até 20% se comparada ao alumínio puro, adições de manganês na faixa de 1% a 2% contribuem para aumentar a resistência mecânica do alumínio comercial, garantindo boa formabilidade a frio, a família de ligas Al-Mn é bastante utilizada na laminação. Mesmo assim ela não perde a capacidade do alumínio de ser trabalhado por todos os processos de conformação e fabricação mecânicas, como a prensagem, a soldagem e a rebitagem (BRADASCHIA, 1988).

A adição de Manganês nas ligas de Alumínio é muito limitada, por isso é utilizado na forma de pré-liga Al-Mn. Se utiliza muito quando se tem um percentual de Ferro um pouco mais elevado para modificar os compostos agulhados do Ferro na microestrutura para melhorar as propriedades mecânicas finais. Como os átomos de manganês difundem mais rapidamente do que os de ferro, ocorre a substituição de manganês por ferro na fase  $(Fe, Mn) Al_6$ . Esse fenômeno ocorre durante a homogeneização, onde o manganês difunde-se para o  $(Mn, Fe) Al_6$  até que essa fase atinja sua estabilidade máxima a  $Al_6(Mn_{0,5}Fe_{0,5})$  (Murakami, 1996).

Figura 6: Efeito do Manganês nas propriedades de uma chapa de alumínio 99,95% resfriada em água fria a partir de 565°C.



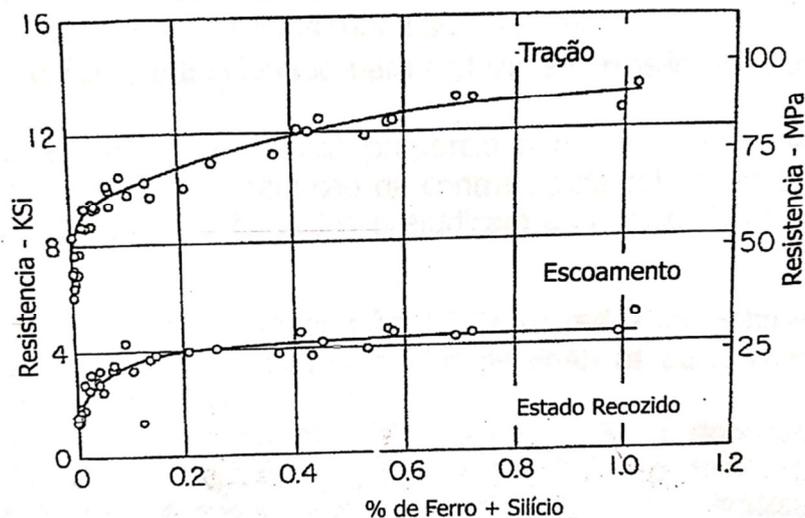
Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

### 3.2.3 FERRO

Segundo Dutto et al. (2013) o ferro possui elevada solubilidade no alumínio no estado líquido, no entanto no estado sólido acontece a diminuição drástica dessa solubilidade, formando assim precipitados ricos em ferro na microestrutura.

Acima do teor de 0,04% o Ferro se combina com outros elementos formando fases intermetálicas. Devido a sua baixa solubilidade é usado em condutores elétricos nos quais melhora a resistência à tração e resistência em temperaturas moderadas, conforme observado na figura 7 (MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011).

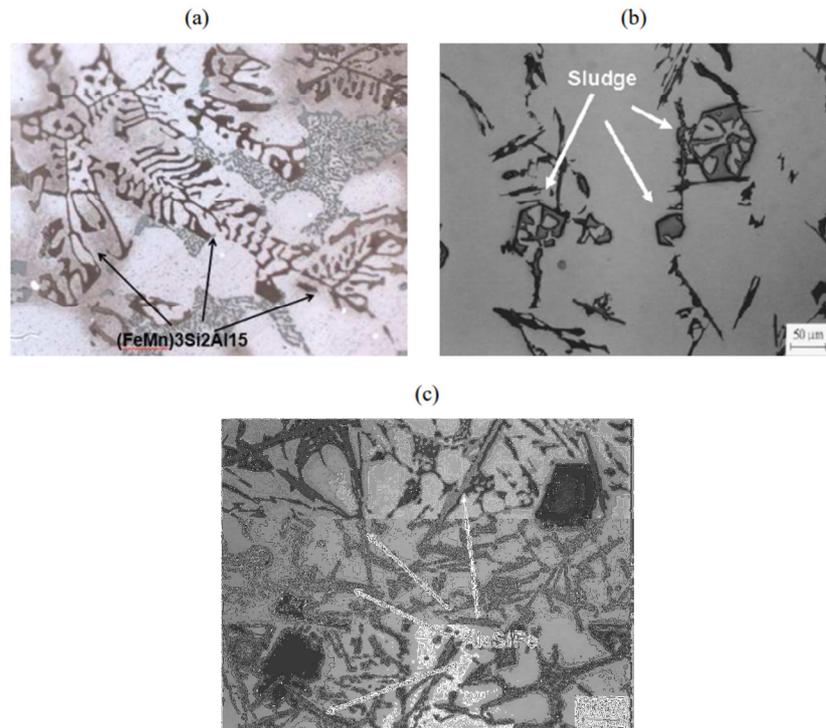
Figura 7: Efeito do Fe + Si como impurezas nas propriedades do Alumínio.



Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

Os compostos aparecem em diferentes morfologias, sendo as principais: lamelar do composto  $Al_5FeSi$ , escrita chinesa de estrutura complexa  $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$  e poligonal (sludge) do  $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$  formado em função da adição de manganês e cromo associados ao ferro. Tais morfologias podem ser observadas na figura 8 (a), (b) e (c). O composto mais prejudicial à resistência mecânica da liga de alumínio é o de morfologia lamelar devido à elevada concentração de tensão gerada pela extremidade dos compostos na matriz durante a solidificação. Os demais compostos minimizam esse efeito, no entanto ainda prejudicam as propriedades pois também atuam como concentradores de tensão. (Vinicius Viana, 2018).

Figura 8: Compostos de ferro com diferentes morfologias.



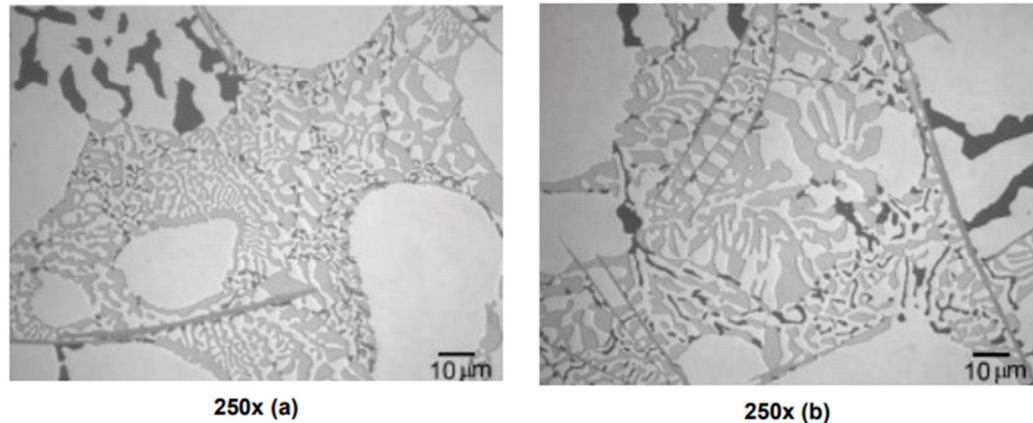
Fonte: DUTTO ET. AL (2013).

### 3.2.4 COBRE

Segundo Marta Molinari (2011) foi o primeiro elemento a ser usado como elemento de liga com o Alumínio, e continua sendo um dos elementos mais usados formando uma das grandes séries das ligas de Alumínio. Seus teores como elemento se situam entre 2% e 10%. Tanto nas ligas dúcteis como nas fundidas o Cobre é responsável pelo endurecimento das ligas solubilizadas e envelhecidas, resultando num grande aumento da resistência mecânica com parcial redução do alongamento.

A Figura 9 apresenta o aspecto típico do eutético secundário entre a fase  $\alpha$  e a fase rica em cobre  $\text{CuAl}_2$  (6) precipitado nas regiões intercelulares.

Figura 9: Micrografias da região intercelular de liga contendo 3%Cu mostrando a presença de eutético secundário rico em cobre (fase  $\alpha + \text{CuAl}_2$ ) e de eutético secundário rico em ferro (fase  $\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}$ ). Aumentos de 250x.



Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

De acordo com Rossi (2004) ao produzir uma liga de alumínio com cobre e submetê-la a processos especiais de tratamento térmico, esse material terá como característica resistência à tração igual ou até maior do que de alguns aços de baixo teor de carbono. Ela ainda apresenta ótima usinabilidade proveniente da alta relação entre resistência (maior) e o peso (menor). Essa liga é indicada para a indústria automobilística e aeronáutica, na fabricação de rodas de carros, na estrutura e revestimento de asas e rodas de aviões, também é indicada para peças que devem suportar temperaturas em torno de 150°C. Conforme apresentado na tabela 3 e na figura 10

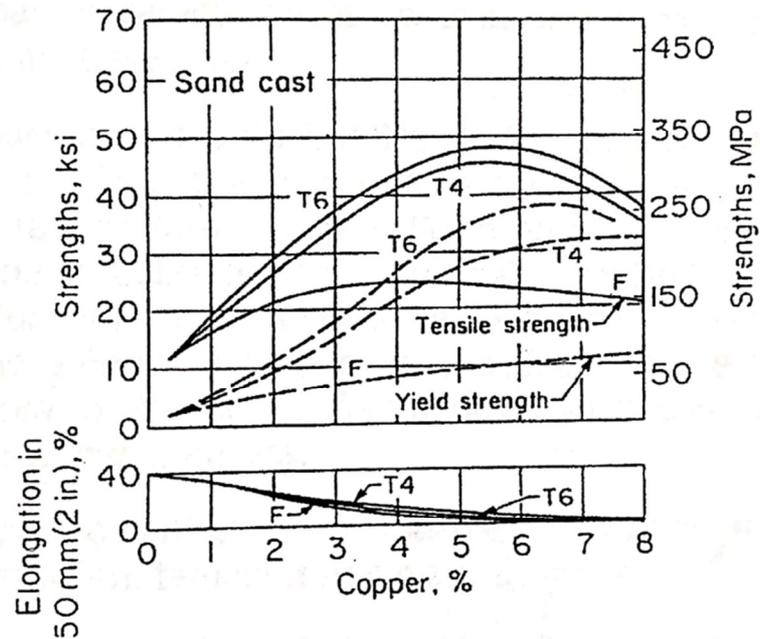
A Tabela 3 e a Figura 10 apresentam os efeitos das adições de cobre sobre as propriedades mecânicas de ligas Al-Si no estado bruto de fundição.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas típicas de ligas Al-Si sem e com cobre como elemento de liga.

Liga	Processo	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
A356 (7%Si)	Coquilha	170	90	5	60
A319 (6%Si e 3 a 4% Cu)	Coquilha	210	130	2	85
AlSi10Mg	Coquilha	180	90	5	65
A333 (9%Si e 3 a 4% Cu)	Coquilha	240	150	2	85

Fonte: METALS HANDBOOK, 9th Edition, Volume 15 Casting, ASM, 1988.

Figura 10: Propriedades mecânicas da liga de Alumínio- Cobre fundido em areia no estado F e nos estados T4 e T6.



Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

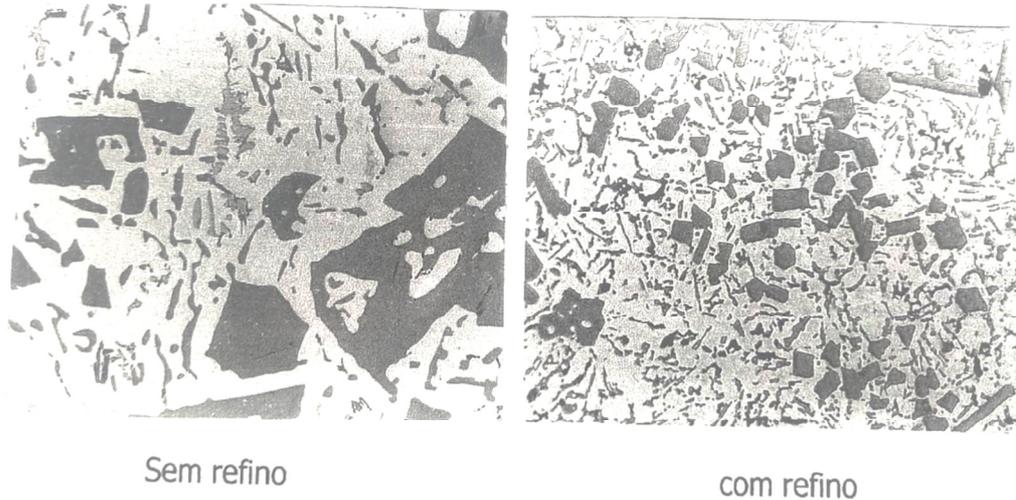
### 3.2.5 ZINCO

O zinco é um forte elemento endurecedor, o que confere às ligas desses grupos as mais altas resistências mecânicas dentre as ligas de alumínio comercial, esse grupo de liga, apresenta como principal restrição, a tendência de sofrer corrosão sob tensão, mais crítica ainda, devido à sua extensa utilização em componentes aeronáuticos, o que torna necessária a adoção de processos de fabricação e procedimentos de controle de qualidade diferenciados para os produtos fabricados com elas (PHILIPSON, 2002).

### 3.2.6 FÓSFORO

Como impureza o teor de fósforo se situa entre 1 a 10 ppm, sua solubilidade é muito baixa 0,01% a 660°C. O fósforo é utilizado nas ligas Al-Si hipereutéticas para refinar Silício primário, melhorando as propriedades e principalmente a usinabilidade. Na figura 11 pode-se observar o efeito do fósforo no refino do silício primário.

Figura 11: Efeito do fósforo no refino do silício primário.



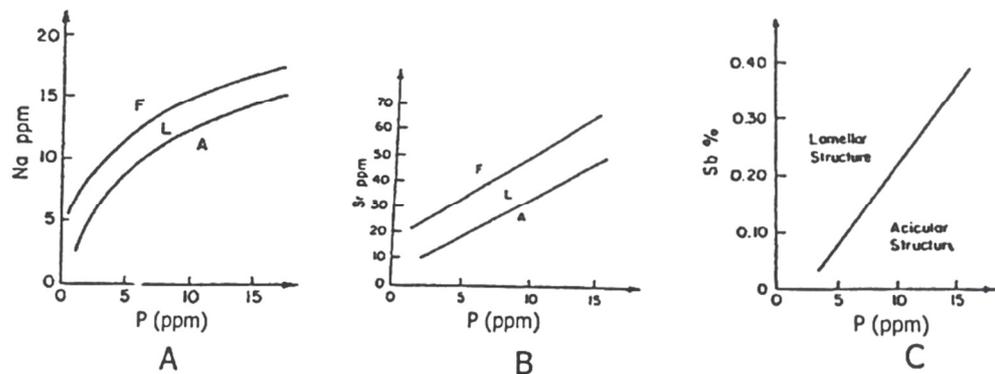
Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

Em ligas hipoeutéticas, a contaminação com fósforo resulta em uma microestrutura acicular grosseira. A presença de Magnésio nas ligas A356 reforça o efeito do fósforo. Enquanto o fósforo engrossa a estrutura das ligas Al-Si, os modificadores a refinam. (Tarita, 2008)

Todos os elementos modificadores do silício eutético apresentam a característica de não combinarem com o alumínio e sim com o fósforo. Como a solubilidade do fósforo é muito baixa no alumínio, durante a nucleação das dendritas (fase alfa) o fósforo é segregado para a interface líquido-dendrita e serve como ponto de nucleação da fase eutética. Ao adicionar estrôncio, por exemplo, o modificador reage com o fósforo e este deixa de ser ponto nucleante do silício. Uma das evidências deste mecanismo é que as ligas modificadas apresentam um maior superresfriamento tanto do silício primário quanto do silício eutético em relação as ligas não modificadas ou modificadas por resfriamento rápido. As ligas modificadas com estrôncio apresentam um menor número de células eutéticas, o que presume ser verdadeiro a atuação do modificador em alterar os pontos nucleantes da liga. (Tiago F, 2020)

A interação do fósforo com os modificadores, interferindo na modificação do silício eutético está representado na figura 12.

Figura 12: Interação do Fósforo com os modificadores na liga AA-356 com tempo de solidificação de 60 segundos. (a) Na-P; (b) Sr-P; (c) Sb-P



Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

O uso de ligas com baixos teores de fósforo (<5ppm) é desejável, pois quantidades pequenas não têm grande efeito sobre a ação dos modificadores e os níveis de fósforos devem ser controlados durante o processo de fabricação. Além de interagir com os modificadores, o fósforo reduz a durabilidade do efeito dos modificadores (Tarita, 2017).

### 3.3 A LIGA A356.

As ligas Al-Si-Mg, juntamente com as ligas Al-Cu, estão entre as ligas mais estudadas, do ponto de vista de aplicação prática e industrial. Essas ligas fazem parte do grupo chamado de “ligas tratáveis termicamente”. Segundo LI et. al. (2004), os mecanismos de endurecimento por precipitação no envelhecimento baseiam-se na formação de compostos intermetálicos durante a decomposição da solução sólida supersaturada metaestável, obtida por tratamento de solubilização. As propriedades mecânicas das ligas Al-Si dependem da morfologia e distribuição das partículas de Si eutéticas. A fragilidade das fibras grosseiras de Si é a principal razão para baixa ductilidade e baixas resistências à ruptura e ao impacto. No entanto as partículas finas, dispersas e globulares de Si podem resultar em propriedades mecânicas excelentes, visto que podem formar precipitados que promovem melhorias significativas em suas propriedades (ALVES, 2011).

HASKEL (2009) mostrou que a liga na condição bruta de fundição apresenta uma microestrutura tipicamente constituída por dendritas de solução sólida rica em alumínio ( $\alpha$ Al) e partículas de silício (Si) formando um eutético irregular, com a possível presença de outras fases contendo alumínio (Al), silício (Si), ferro (Fe) e magnésio (Mg) na forma de precipitados na matriz de  $\alpha$ Al ou nas regiões interdendríticas. A maioria destes elementos de liga apresenta baixa tendência para formação dos nano precipitados endurecedores que aumentam a dureza e a resistência mecânica do material.

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. 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). Nas duas formas o princípio consiste na precipitação de uma fase a partir da solução sólida supersaturada. (SEGUNDO, E.H.; VERRAN, G.O.; BATISTA, G.M.)

Esta precipitação envolve a formação de precipitados finamente dispersados que causam o endurecimento da liga. 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. 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. SEGUNDO, E.H.; VERRAN, G.O.; BATISTA, G.M.

Tabela 3– Composição nominal da liga A356.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Cr	Pb	Sn
6,80	0,08	0,04	0	0,35	-	0,01	0,15	-	-	-

Fonte: Norma En AC-42100.

Backerud et al, determinou a sequência de solidificação da liga A356, com uma composição química:

Tabela 4: Composição química da A356- experimento de Backerud et al

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
6,5-7,5	0,19	0,05	0,1	0,25-0,45	0,07	0,08 - 0,25

Fonte: Backerud et al.

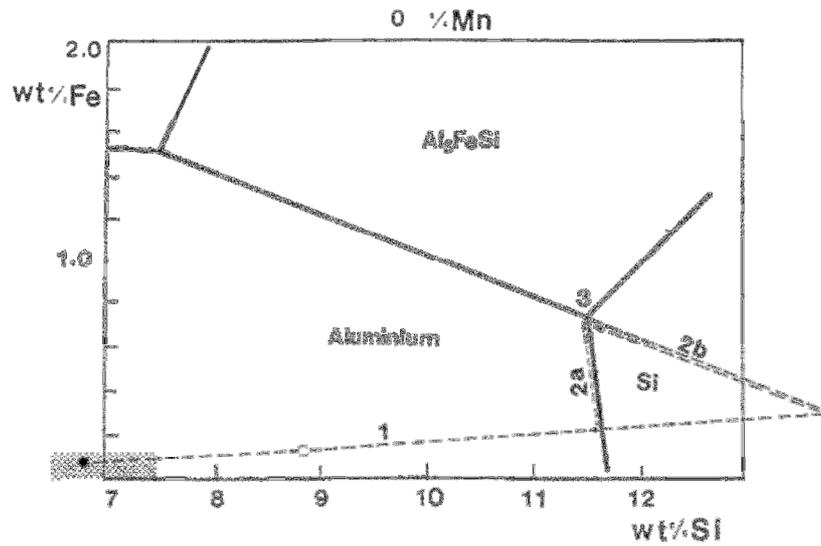
Tabela 5: Sequência de solidificação de uma liga A356.

Número	Reações	Temperatura (°C)
<b>1</b>	$L \rightarrow$ dendritas de fase $\alpha$	615
<b>2a</b>	$L \rightarrow \alpha + Si$	575
<b>2b</b>	$L \rightarrow \alpha + Al_5FeSi$	575
<b>3a</b>	$L \rightarrow \alpha + Si + Al_5FeSi$	567
<b>3b</b>	$L + Al_5FeSi \rightarrow \alpha + Si + Al_8Mg_3FeSi_6$	567
<b>4</b>	$L \rightarrow \alpha + Mg_2Si + Si$	555
<b>5</b>	$L \rightarrow \alpha + Si + Mg_2Si + Al_8Mg_3FeSi_6$	554

Fonte: Tarita, 2008.

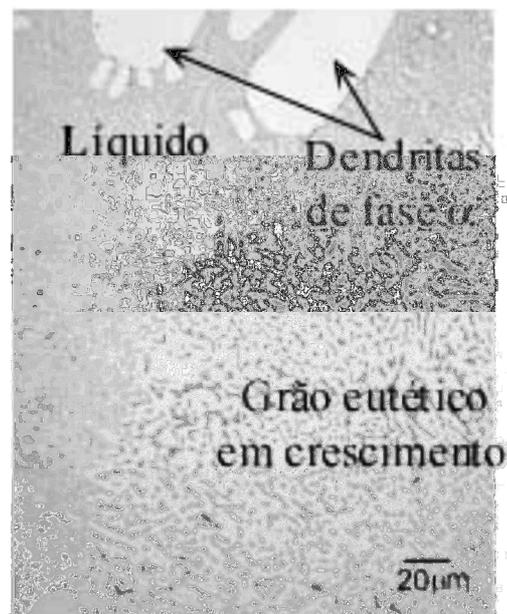
Observando a tabela 5 pode-se observar que primeiramente a solidificação ocorre em dois estágios: formação das dendritas de alumínio (figura 13) e reações eutéticas (Figura 13, figura 14, figura 15). A principal reação eutética é a reação binária Al-Si, seguida de uma quantidade relativamente pequena de reações eutéticas secundária e ternária, dependendo da quantidade de impurezas presentes na liga (Tarita, 2008).

Figura 13: Representação esquemática da sequência de solidificação da liga A356.2 sobre um corte do diagrama simplificado Al-Si-Fe.



Fonte: Tarita, 2008.

Figura 14: Liga Al-Si congelada durante a solidificação das células eutéticas, apresentando dendritas de alumínio e uma célula eutética em crescimento.



Fonte: Tarita, 2008.

### 3.4 SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS AL-SI

As propriedades mecânicas de uma liga são fortemente influenciadas pelas alterações microestruturais que ocorrem durante a solidificação. Estas alterações, tais como o tamanho de grão, espaçamento dendrítico secundário, formação de precipitados e a fração das mesmas, dependem das diferentes velocidades de solidificação, causadas por variações de espessura ao longo do fundido (João Pedro, 2020).

Segundo Fuocco (2002), a solidificação das ligas hipoeutéticas Al-Si-Mg apresenta essencialmente três reações principais:

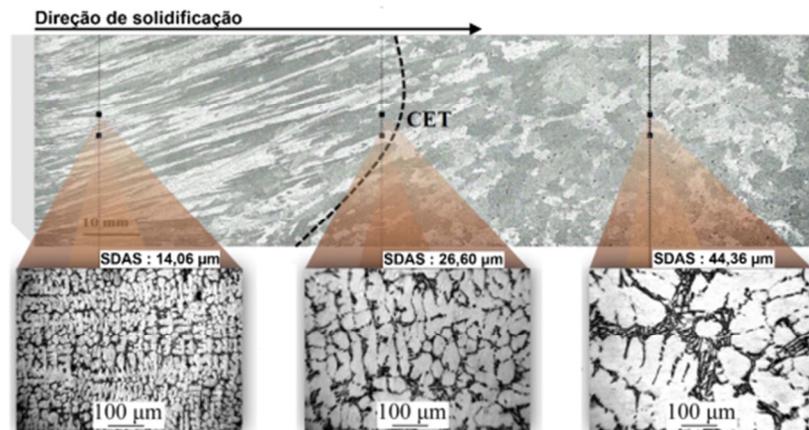
- Reação 1 – Formação de dendritas de fase Al- $\alpha$ ;
- Reação 2 – Formação do microconstituente eutético (fase Al- $\alpha$  + fase Si) e fases ricas em ferro;
- Reação 3 – Formação do eutético secundário (fase Al- $\alpha$  + fase Si + Mg<sub>2</sub>Si + complexo Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> + fases ricas em ferro).

Normalmente no recebimento da matéria-prima, os lingotes de Alumínio apresentam grãos no estado não modificado, neste estado o silício eutético apresenta uma estrutura com forma acicular ou de placas numa matriz de alumínio. Para a obtenção de uma estrutura mais uniforme e fibrosa pode ser realizar um aumento da taxa de arrefecimento ou adição de modificadores.

#### 3.4.1 NUCLEAÇÃO

Na ocorrência de nucleação homogênea, ou seja, sem adição de agentes químicos, a solidificação inicia-se junto às paredes da cavidade moldante, pois é nesta interface onde a velocidade de arrefecimento é superior. Tal proporciona, genericamente, a formação de grãos equaxiais menores junto à parede, seguidos de grãos ditos colunares que cresceram na direção da solidificação, até um centro formado por grãos equaxiais grosseiros, como apresentado na figura 15. I. Polmear, 2017

Figura 15: Exemplo de solidificação direcionada de uma liga Al7Si0,3Mg, sem adição de afinador de grão, e o seu efeito na microestrutura.



Fonte: J. O. Lima et al., 2018.

Os grandes benefícios da modificação do silício eutético nas ligas de Al-Si são obtidos em ligas que contenham um teor de silício que varie entre os 5% e a concentração eutética. Tipicamente, as estruturas modificadas apresentam melhores propriedades mecânicas, como aumento da ductilidade, quando comparadas com estruturas que não sofreram modificação. Melhorias na eficiência de alimentação e na resistência à fissuração a quente também são observadas (Zolotarevsky, V.S.).

### 3.4.2 SOLIDIFICAÇÃO

Neste subcapítulo será apresentado os fenômenos de solidificação de ligas do sistema Al-Si-Mg, com apresentação de exemplos práticos para a liga estudada neste trabalho A356, os fundamentos apresentados podem ser assumidos para outras ligas de alumínio-silício hipoeutéticas.

Nas ligas hipoeutéticas de fundição do sistema Al-Si-Mg, a solidificação inicia-se com a nucleação da fase  $\alpha$ -(Al) primária, que cresce e assume o formato de dendritas. De uma forma geral, zonas onde a velocidade de arrefecimento é menor resultam num tamanho de grão maior, e conseqüentemente, dendrites de maior dimensão que prejudicam a alimentação interdendrítica. Uma estrutura de grão menor e homogênea possível, por exemplo, pela aplicação de velocidades de arrefecimento mais rápidas ou pela utilização de agentes químicos, é sempre benéfica para o comportamento geral em serviço de um componente. Tal deve-se à melhor redistribuição dos compostos eutéticos e intermetálicos pela microestrutura,

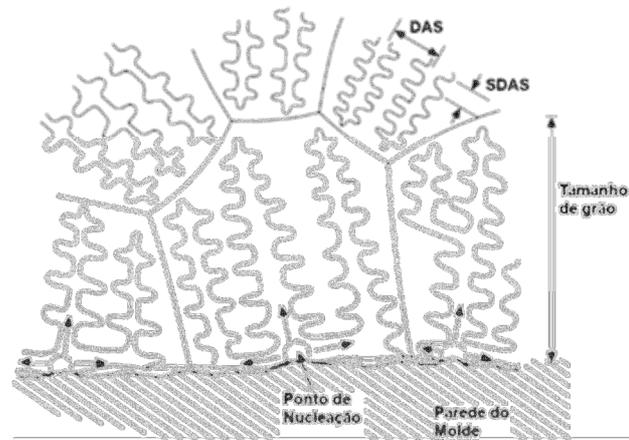
bem como uma melhoria no processo de vazamento e posteriormente redução de porosidade na peça fundida, obtendo a resistência mecânica e resiliência mais elevadas (Marco Antônio, 2019).

Vinicius Viana (2018) afirma que o progresso da solidificação em direção ao centro só irá acontecer se o calor for extraído pelo sólido, resfriando a frente de solidificação abaixo do ponto de equilíbrio de congelamento. Em ligas metálicas, a segregação de elementos de liga gera certa instabilidade que faz surgir um super-resfriamento eficaz, a presença desses elementos reduz o ponto de fusão do líquido, caso essa redução seja suficiente para reduzi-lo abaixo da temperatura local real, o líquido é considerado super-resfriado localmente. O aumento progressivo desse super-resfriamento causa uma instabilidade na frente de fluxo do metal, fazendo com que a forma inicial planar comece primeiramente a se transformar em um formato de células, para em seguida ocorrer a formação das dendritas.

Ainda de acordo com Vinicius Viana as dendritas nucleadas nas paredes do molde crescerão frontal e lateralmente e seus braços secundários formarão novos primários até que uma rede extensa seja formada. Os braços serão paralelos, refletindo o alinhamento interno de seus planos atômicos, formando assim uma rede de cristal único conhecida como grão. O grão pode ser formado por milhares de dendritas ou então ser constituído por apenas um braço primário ou secundário.

A morfologia da estrutura dendrítica de  $\alpha$  é de extrema importância no que toca a ligas de alumínio como a A356.0. A estrutura dendrítica é caracterizada, fundamentalmente, por duas distâncias, nomeadamente, a distância entre dendritas primárias (DAS, dendrite arm spacing), e a distância entre os braços secundários das dendrites (SDAS, secondary dendrite arm spacing) conforme apresentado na figura 16. Marcos Antonio (2019)

Figura 16: Ilustração da nucleação das dendrites, com identificação do espaçamento dendrítico DAS e SDAS.



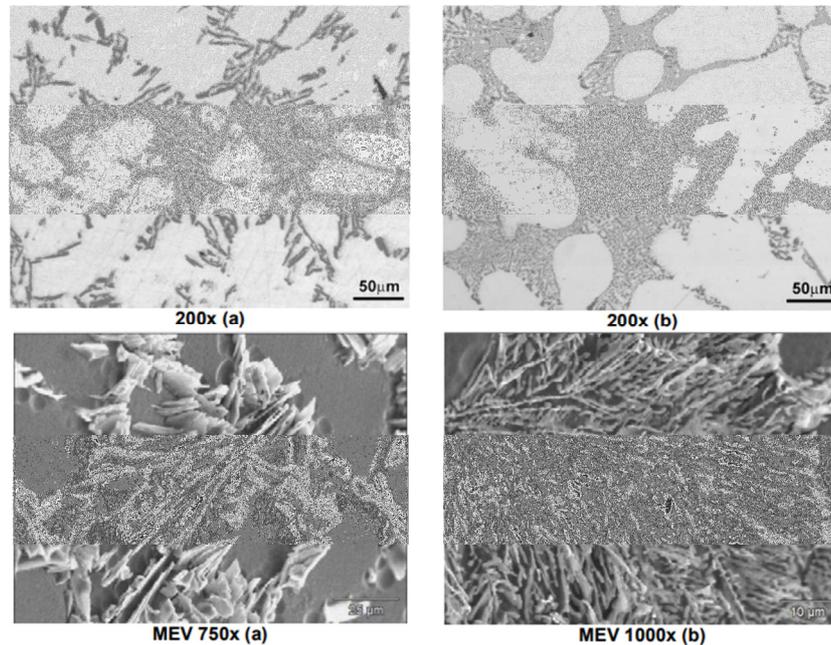
Fonte: Marcos Antônio, 2019

As duas distâncias identificadas na figura 16 são influenciadas, principalmente, pela composição química da liga e pela velocidade de arrefecimento após nucleação e crescimento da fase  $\alpha$ .

### 3.4.3 REAÇÃO EUTÉTICA

Abdulwahab et. al. (2013), afirma que em ligas não modificadas, o eutético Al- $\alpha$  + Si é o microconstituente que primeiro nucleia e cresce. Nestas ligas, o silício tem uma morfologia em forma de agulhas grosseiras, que prejudicam as propriedades mecânicas. No entanto, a morfologia do silício pode ser transformada para uma estrutura fibrosa e fina através de um tratamento de modificação. A modificação do eutético Al-Si implica em uma maior resistência para as peças fundidas. A figura 16 apresenta a microestrutura do Silício não modificado e com adição dos modificadores resultando numa morfologia mais fibrosa, desse modo obtendo bons resultados de alongamento, pois a morfologia do Silício quanto mais contínuas forem as partículas, menor será a ductilidade do material.

Figura 17: Microestruturas típicas de liga A356 não modificada com silício com morfologia em plaquetas (a) e com modificação com 0,006% Sr com morfologia em fibras (b). Microscópio óptico sem ataque e MEV após ataque profundo (NaOH 20% em água)



Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

De acordo com Tarita, o silício rejeitado à frente da interface de crescimento da célula eutética, se acumula em bolsas que retardam o crescimento do alumínio. O crescimento acoplado do silício e do alumínio no crescimento da fase eutética se dá por re-nucleação constante do alumínio próximo às pontas das placas de silício, devido a esta re-nucleação do alumínio, é possível observar relações de orientação consistente entre o alumínio e o silício.

No fim da reação, para uma liga hipoeutética, estas partículas denominadas de silício eutético assumem uma morfologia acicular, caracteristicamente frágeis, distribuídas nos espaços entre as dendrites, numa forma geralmente grosseira. Esta morfologia acicular do eutético, tem um efeito negativo na ductilidade do componente produzido, pelo que são aplicadas metodologias que a permitem modificar o silício, baseado na utilização de agentes químicos e/ou por tratamentos térmicos (Marcos Antônio, 2019).

### 3.5 TRATAMENTO DO BANHO

Para obtenção de elevadas propriedades mecânicas é na etapa de tratamento do banho que se deve ter atenção, para adição dos refinadores e modificadores, para ligas de

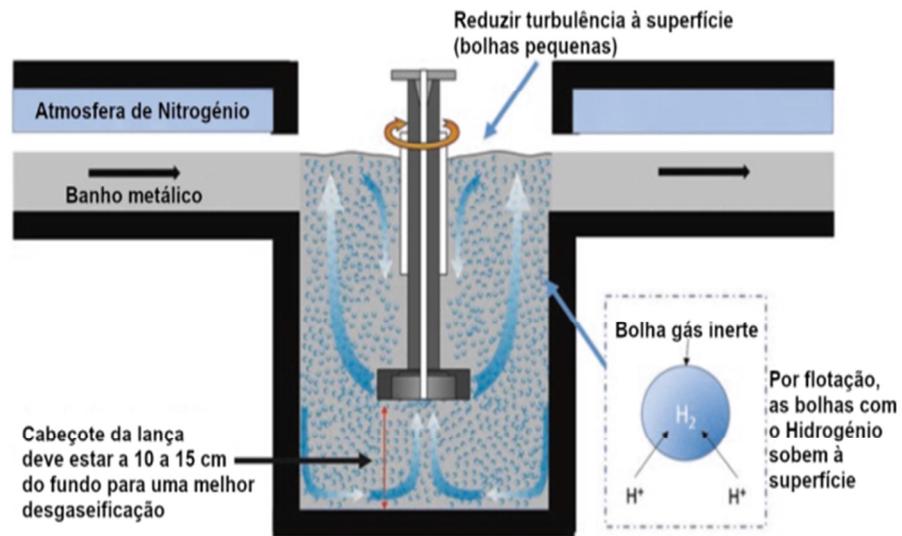
Alumínio as propriedades mecânicas são totalmente dependentes do tamanho de grão obtido na solidificação, outro fator importante do tratamento de banho o processo de desgaseificação é essencial para limpeza da liga, retirando os óxidos que podem influenciar na morfologia do grão e nas falhas de fundição como porosidade e rechupe.

### 3.5.1 PROCESSO DE DESGASEIFICAÇÃO

A superfície da maioria dos metais líquidos é coberta por uma película que se forma como resultado da reação da atmosfera com o metal. Esses filmes são inofensivos enquanto permanecem na superfície. No entanto, eles podem ser arrastados para a massa do fundido quando a superfície é perturbada, como com adições ao fundido e/ou quando novas superfícies são criadas, como durante o vazamento (Muhammet Uludağa, 2018).

Atualmente, o processo industrial de desgaseificação mais comum passa pela utilização de um rotor, ilustrado na figura 17, que é colocado no interior do banho metálico. Pelo cabeçote do rotor são introduzidos gases de purga, como o argônio e nitrogênio, formando bolhas gasosas que se distribuem pelo interior do banho promovido pelo movimento rotativo do cabeçote. Os átomos de hidrogênio dissolvidos no banho difundem para o interior destas bolhas, devido à sua maior atividade neste meio, formando  $H_2$ . Por flotação, as bolhas gasosas introduzidas no banho, sobem para a superfície do banho, removendo com as mesmas, o hidrogênio que foi captado. (MARCOS ANTÓNIO, 2019).

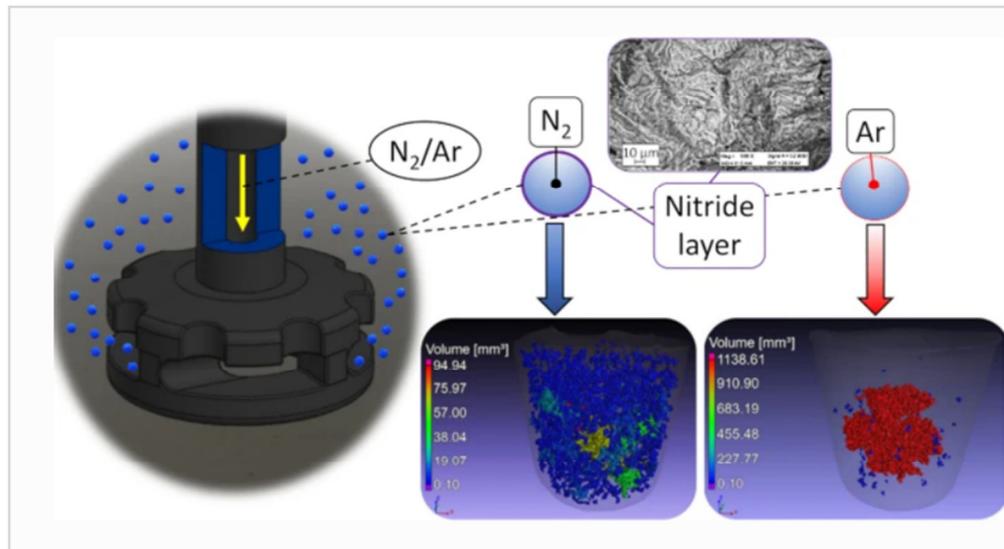
Figura 18: Esquemática de um processo de desgaseificação pela introdução de um gás de purga, utilizando uma lança rotativa



Fonte: MARCOS ANTÓNIO, 2019.

Gábor Gyarmat (2021) realizou um estudo sobre desgaseificação utilizando diferentes gases no processo, Gábor realizou os ensaios utilizando Nitrogênio e Argônio, as caracterizações da qualidade do fundido foi realizada pela análise tomográfica computadorizada (TC) de corpos de prova de teste de pressão reduzida (RPT), análise de imagens e microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura de amostras de molde K., com base nos resultados, pela aplicação de Ar como gás de purga, pode-se obter um teor de bifilme relativamente baixo. Por outro lado, enquanto o uso de  $N_2$  leva à formação de numerosos bifilmes de nitreto de pequeno tamanho, o que aumentou significativamente a densidade do número de poros dentro das amostras de RPT. Isso pode estar associado à formação de nitreto pela reação química entre a liga de alumínio líquida e as bolhas de gás de purga de  $N_2$  durante os tratamentos de desgaseificação, os fenômenos podem ser observados na figura 19.

Figura 19: Processo de desgaseificação com Nitrogênio e Argônio.



Fonte: Gábor Gyarmat, 2021.

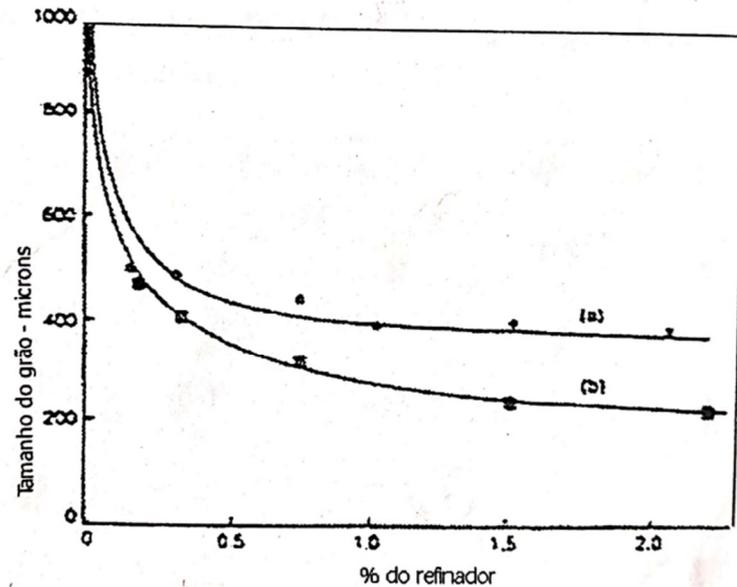
Ainda de acordo com Gábor o efeito dos tratamentos de desgaseificação rotativa sobre o teor de bifilme de ligas de alumínio líquido não é direto, e as informações disponíveis na literatura são muitas vezes contraditórias. Uludağ et al., assim como Uludağ e Dispinar relataram que, com base em valores de Bifilm-Index mais baixos, a desgaseificação com Ar (por 15 e 20 minutos) reduziu efetivamente a quantidade de bifilme em fundidos de liga A356. Ao contrário, vários pesquisadores relataram maior quantidade de bifilme após tratamentos de desgaseificação rotativa, o que é comumente atribuído à turbulência da superfície e formação de vórtices ao redor do eixo do rotor, bem como à superfície livre de fusão próxima às paredes laterais do vaso, fenômenos que podem ser evitados usando parâmetros de tratamento. De acordo com Campbell, os tratamentos de desgaseificação são apenas eficazes na remoção de bifilmes de tamanho relativamente grande, enquanto vários bifilmes de tamanho pequeno podem ser introduzidos no metal líquido durante os tratamentos.

### 3.5.2 REFINO DE GRÃO

O refino exerce grandes influências nas propriedades e características de fundibilidade principalmente nas ligas com baixo teor de silício, reduzindo trincas a quente e

tendência a redistribuir as porosidades e rechupes (MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011).

Figura 20: Comparação do refino de grão com a pré-ligas (a) Al- 5% Ti+ 1% B (b) Al- 2,5% Ti + 2,5 B.



Fonte: MOLINARI, Marta. **Alumínio e suas ligas**. Joinville: Due-M, 2011.

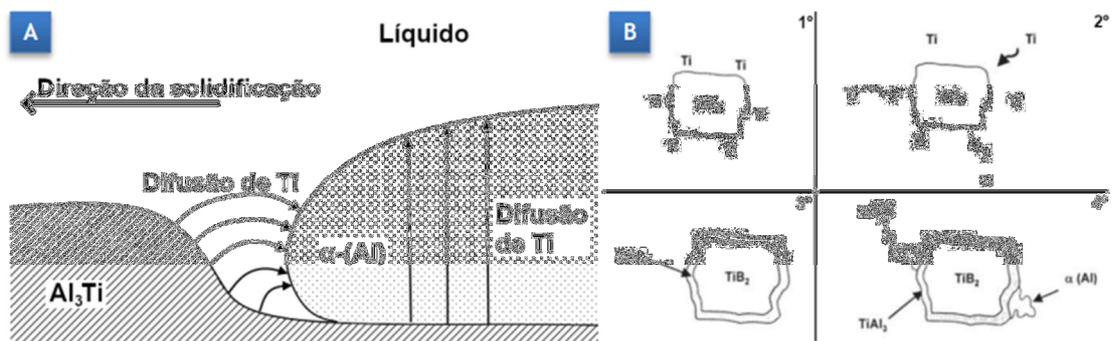
De acordo com Albino Moura (2017) o refino de grão é realizado com a adição de pós à base de Al-Ti ou Al-Ti- B na liga líquida. O refinamento de grão é uma operação crítica nas fundições de ligas de alumínio A356, que não somente afeta a qualidade da peça fundida, mas também a eficiência do processo de fundição. As propriedades mecânicas de ligas de alumínio fundido são muito dependentes do processo de solidificação. É bem conhecido que o refinamento de grão aumenta as propriedades mecânicas de peças fundidas. Os autores salientam que as ligas de Al-Ti-B são refinadores de grão muito eficazes, já que reduz os tamanhos das dendritas (grão da fase  $\alpha$  pró-eutética), melhora as propriedades mecânicas (limites de escoamento e de resistência).

Os refinadores mais comuns utilizados em fundições são Titânio-Boro, havendo também pesquisas atuais que afirmam que ligas mestras de Al-Ti-B (com a razão estequiométrica de peso de Ti:B na fase  $TiB_2$  é de cerca de 2,2:1) e refinadores de grãos baseados em Al-Ti-C Al-Ti-BC Al-B e Al-Nb-B sistemas foram desenvolvidos para o refinamento de grãos de ligas de Al contendo esses elementos de liga. Embora esses

refinadores de grãos recém-desenvolvidos tenham produzido refinamento de grãos adequado, as ideias fundamentais por trás do projeto desses novos refinadores de grãos são extrapoladas dos refinadores de grãos Al-5Ti-1B, alterando os substratos de nucleação de partículas de  $TiB_2$  para  $TiC$ ,  $AlB_2$  ou  $NbB_2$  partículas. Percebe-se também que esses refinadores de grãos sofrem de um problema de ineficiência (Feng Wang, 2021).

Marco António (2019) afirma que a refinação do grão é possível pela adição do composto intermetálico  $TiAl_3$  ao banho metálico. Estas partículas pro-eutéticas são rapidamente dissolvidas no banho, permitindo a formação de Ti soluto que limita o crescimento do grão  $\alpha$ , tal como ilustrado na figura 21-A.

Figura 21: (A) Crescimento do grão  $\alpha$  limitado pela presença de Ti no banho metálico; (B) Efeito do Ti em excesso no banho metálico para a nucleação por parte de  $TiB_2$ .

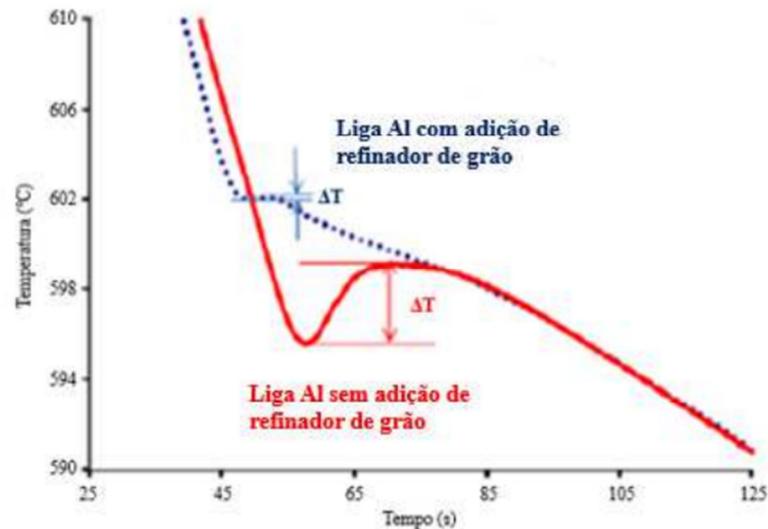


Fonte: Marco António, 2019.

De acordo com Marco António (2019) a teoria da nucleação recai sob a presença de boretos no banho metálico, especificamente, partículas insolúveis de  $TiB_2$  e/ou  $AlB_2$  que servem como centros de nucleação heterogênea. Verifica-se, contudo, que os mecanismos de afinação não são independentes uns dos outros. Por exemplo, a eficiência na nucleação de novos grãos por parte de partículas  $TiB_2$  varia com a presença, em excesso, de Ti no banho de fusão. Como ilustrado na figura 21-B, o titânio em excesso presente no banho de fusão tende a difundir-se para a interface entre as partículas de  $TiB_2$  e o alumínio líquido, formando à superfície, uma camada de  $TiAl_3$ . Esta camada é suficientemente estável a temperaturas abaixo da fusão do alumínio, promovendo a nucleação da fase  $\alpha$  pela reação peritética, denominando-se este fenômeno como hiper nucleação.

Vinicius Viana (2018) mostra que o formato da curva de solidificação no início da solidificação dá uma boa indicação do número de núcleos presente no fundido, como pode ser observado na figura 22.

Figura 22: Parte da curva de solidificação referente a formação do alumínio primário.



Fonte: Vinicius Viana, 2018.

A curva pontilhada exibe a solidificação de uma liga de alumínio com adição de refinadores de grão, em que a alta quantidade de núcleos proporciona um baixo super-resfriamento. Quando a liga contém uma baixa quantidade de núcleos, é possível observar uma alta taxa de super-resfriamento (observada na curva de cor vermelha). Esses dados permitem quantificar a eficiência dos refinadores de grão adicionados na liga, valores pequenos para  $\Delta T$  indicam alto potencial de refinamento de grãos pelos elementos adicionados (Vinicius Viana, 2018).

### 3.5.3 MODIFICAÇÃO COM ESTRÔNCIO

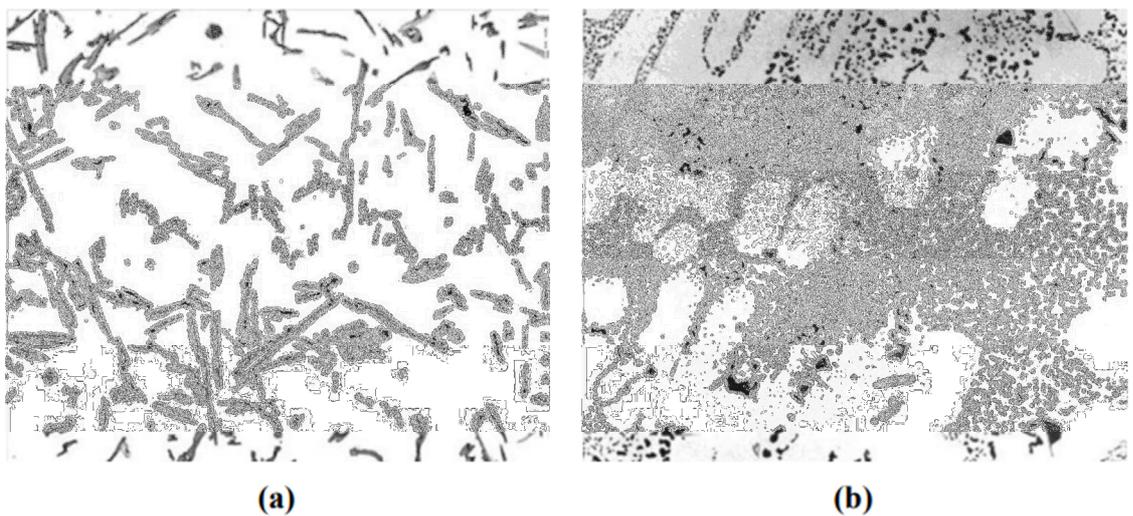
Nas ligas de alumínio, a adição do estrôncio resulta em uma diminuição da nucleação da fase eutética do silício, devido ao fato de ele inibir a nucleação dos mesmos. O número de nucleações diminui rapidamente com a adição crescente do estrôncio até um ponto crítico, este que varia dependendo da composição da liga, e adições acima deste ponto crítico não apresentam redução adicional significativa na nucleação. As propriedades mecânicas ideais para as ligas de alumínio são atingidas com teores de estrôncio em torno de 0,012% em peso,

no entanto existem outros estudos que defendem que o teor de estrôncio deve ficar entre 0,005% e 0,010% do peso total (DASGUPTA, R; BROWN, S.G; MAREK, 1998)

O estrôncio é o elemento de modificação mais utilizado devido ao seu efeito mais duradouro, facilidade de controle de adição, facilidade de estocagem, menor reatividade com refratários etc. As ligas que contêm mais que 3% de Sr reagem quimicamente com o ar e formam espessas camadas de óxidos. Por conta dessa alta reatividade do Sr com o ar, pode-se adicionar Sr nas ligas Al-Si na forma de ante-liga Al-Sr, com as composições mais comuns de Al-5%Sr, Al-10%Sr e Al-15%Sr. Pode-se também utilizar-se de ligas pré-modificadas que podem ser refundidas pela alta estabilidade do estrôncio (FURLAN, 2008).

A utilização de modificadores químicos, como o estrôncio, resulta na modificação do silício do eutético, mudando sua morfologia de grosseira e na forma de agulha para uma mais fina e na forma fibrosa (SATHYAPAL; PRABHU, 2008). A Figura 23 mostra a diferença entre uma liga Al-Si modificada e uma liga não modificada.

Figura 23: Diferença entre uma liga Al-Si modificada e uma liga não modificada; (a) sem agente modificador; (b) com agente modificador.



Fonte: Felipe Pinto, 2013.

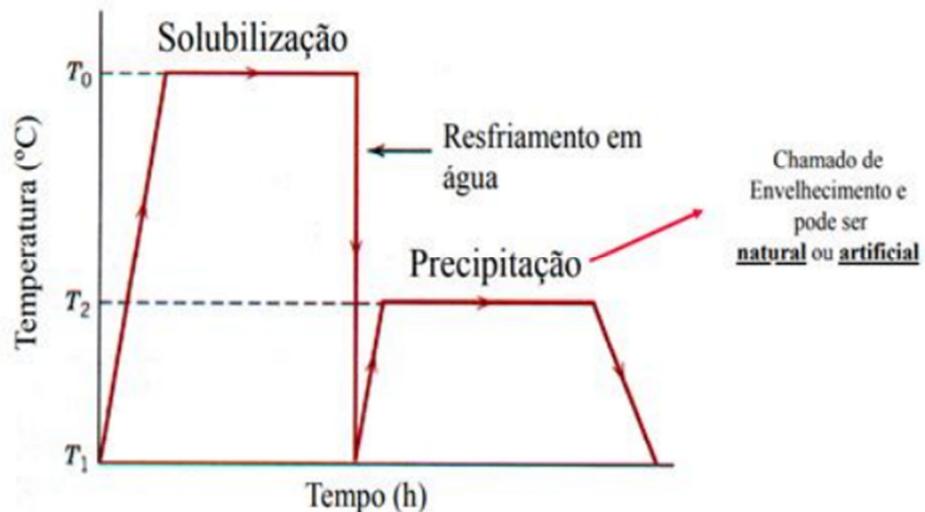
No estudo realizado por Araujo (2013) foram feitas análises de amostras da liga 356 sem a adição de modificador e modificada usando diferentes percentuais de estrôncio. Os autores concluíram que houve a ocorrência de modificação total para a liga com 0,022% Sr em peso, evidenciada pela presença de partículas de Si do eutético com uma morfologia mais homogênea e predominantemente fibrosa. Ainda segundo os autores, para menores

percentuais deste elemento modificador observou-se a ocorrência de modificação parcial, enquanto a utilização de percentuais de Sr superiores a 0,022 % em peso resultou em alterações na morfologia das partículas de Sr que sugerem a ocorrência de supermodificação (Felipe Pinto, 2013).

### 3.6 CICLO TÉRMICO DAS LIGA AL-SI.

De acordo com Henrique Lázaro (2021) os tratamentos térmicos são processos em que o aquecimento e/ou resfriamento dos metais são controlados e tem como finalidade alterar as propriedades físicas e/ou químicas, sem alteração da forma do produto. Nos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento os elementos contidos nas ligas de alumínio são explorados através das mudanças de temperatura e tempo, como apresentados na figura 24.

Figura 24: Gráfico demonstrativo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.



Fonte: Henrique Lázaro, 2021.

A solubilidade dos elementos aumenta com o aumento da temperatura até à temperatura de solidus, sendo que depois se pode controlar a solubilização e, posteriormente, o envelhecimento de forma a controlar a formação e distribuição das fases. O maior endurecimento é obtido sujeitando os fundidos a ciclos térmicos completos, mas, no entanto,

algumas aplicações não requerem endurecimentos tão elevados, pelo que pode nem ser necessário tratamento térmico. Por isto, as ligas de alumínio dividem-se em ligas tratáveis termicamente, que são endurecidas por precipitação, e não tratáveis termicamente, endurecidas por solução sólida. A nomenclatura dos tratamentos térmicos para ligas de alumínio fundidas é apresentada na Tabela 6 (João Pedro, 2020).

Tabela 6: Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição.

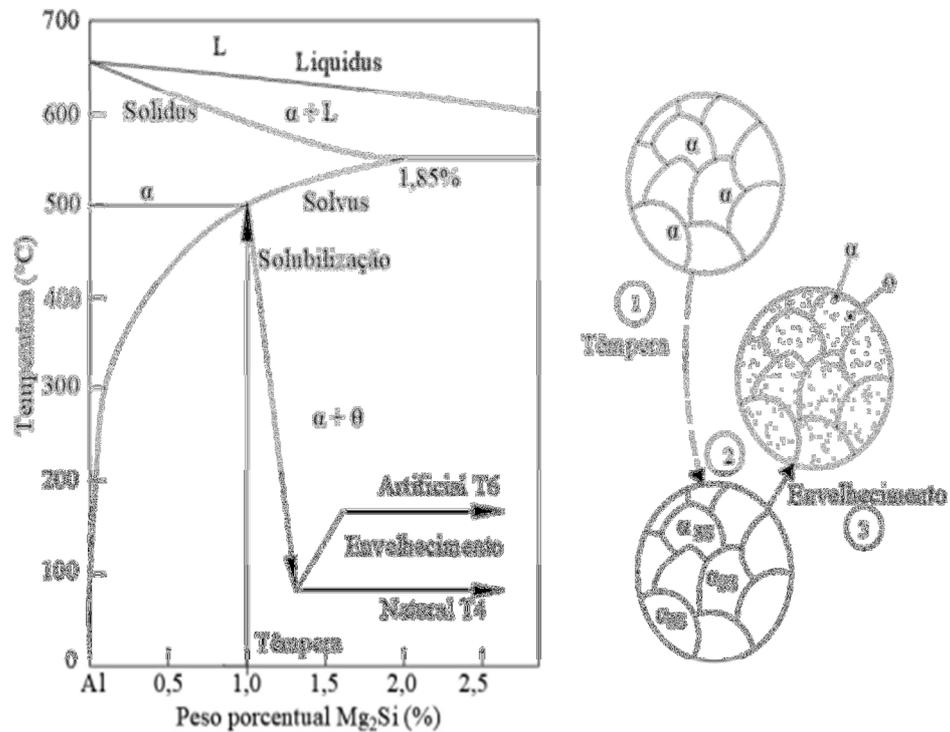
F	A liga é utilizada no estado as-cast.
O	A liga foi recozida, de modo a aliviar tensões residuais
T4	Solubilização e têmpera (para maximizar a ductilidade)
T5	Têmpera após desmoldação e envelhecimento artificial
T6	Solubilização, têmpera e envelhecimento (para maximizar resistência mecânica e ductilidade)
T7	Similar ao T6, mas com tempos e/ou temperaturas maiores no envelhecimento (sobrenvelhecimento, que garante menor resistência que no T6, mas maior estabilidade a altas temperaturas e ductilidade, assim como resistência à corrosão)

Fonte: João Pedro, 2020.

### 3.6.1 PROCESSO DE SOLUBILIZAÇÃO

É considerado o primeiro passo do processo de endurecimento por precipitação e o mais importante, pois permite a dissolução dos elementos da liga da matriz de alumínio. Nesta fase, deve-se considerar que a solubilidade dos elementos de liga na matriz metálica varia com a temperatura, um fator crucial para se obter uma solução total sólida. Portanto, para que o endurecimento por precipitação se desenvolva, é necessário obter uma solução sólida supersaturada. Quando a liga é submetida a temperaturas elevadas permitem manter em solução a maior porcentagem de elementos que promovem o endurecimento (Nieves Huaraca, 2022).

Figura 25: Descrição do processo de tratamento térmico T6.

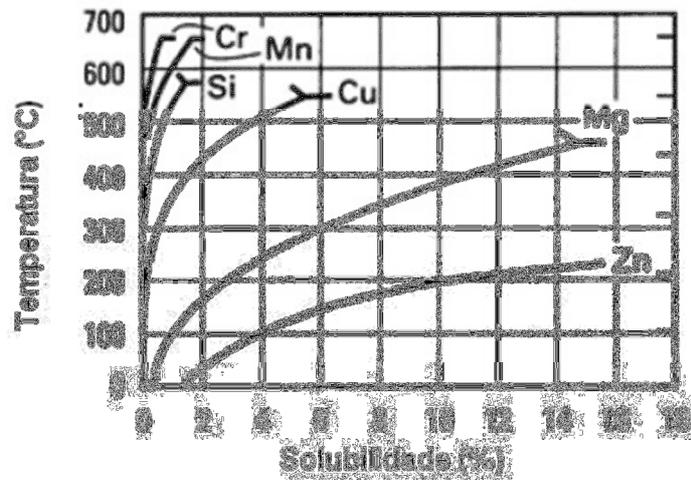


Fonte: Nieves Huaraca, 2022.

Normalmente, a solubilização é feita em uma única temperatura; entretanto para as ligas fundidas é interessante o uso de um patamar com temperaturas mais baixas, devido ao fato de que há segregação com baixo ponto de fusão no espaço interdendrítico além de promover uma maior homogeneização da liga (João Pedro, 2021).

Ricardo Fuoco (2017), afirma que a solubilização se constitui no aquecimento e manutenção da liga a elevadas temperaturas (entre 500 a 540°C) por algumas horas. A estas temperaturas, a solubilidade do magnésio ou do cobre na matriz de fase  $\alpha$  é elevada, como mostra a Figura 23, permitindo a dissolução parcial das fases Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi (fase  $\pi$ ) e CuAl<sub>2</sub> precipitadas durante a solidificação. Ao final do tratamento de solubilização, as peças devem ser resfriadas bruscamente em água de modo a garantir que não haja tempo para reprecipitação destas fases, apesar da brusca redução de solubilidade destes elementos na matriz, como mostra a Figura 26.

Figura 26: Solubilidade de alguns elementos de liga no alumínio (fase  $\alpha$ )

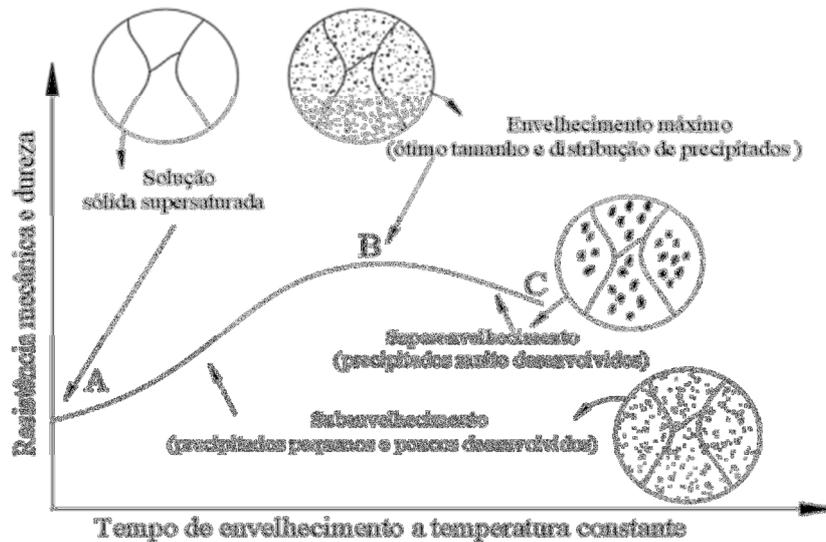


Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

### 3.6.2 PROCESSO DE PRECIPITAÇÃO/ENVELHECIMENTO

Após a etapa de solubilização é realizada a etapa de envelhecimento, cujo objetivo é precipitar determinadas fases intermetálicas previamente dissolvidas na matriz, como efeito endurecedor. Esta etapa pode ocorrer naturalmente ou artificialmente, podendo ser em temperatura ambiente ou temperaturas mais elevadas realizadas em fornos. O envelhecimento artificial pode gerar valores de dureza mais elevados, chamados de picos de dureza, em tempos mais curtos de tratamento térmico. O envelhecimento natural pode alcançar as propriedades requeridas, com algumas restrições, como o maior tempo de processo. Sendo que a curva deste tipo de envelhecimento permanece mais tempo aumentando, do que no envelhecimento artificial, até que atinja seu pico e mínimo (Henrique Lázaro, 2021). Na maioria dos processos industriais não se utiliza o processo de precipitação natural, ou seja, em seguida ao tratamento de solubilização, executa-se o tratamento de precipitação com aquecimento a temperaturas entre 150 e 220°C por tempo controlado. Durante este tratamento, aproveita-se o estado de supersaturação para re-precipitar as partículas de  $Mg_2Si$  (ou de  $CuAl_2$ ) de forma muito fina por toda a matriz de fase  $\alpha$  (Ricardo Fuoco, 2017).

Figura 27: Evolução esquemática dos precipitados de uma liga Al-Si-Mg

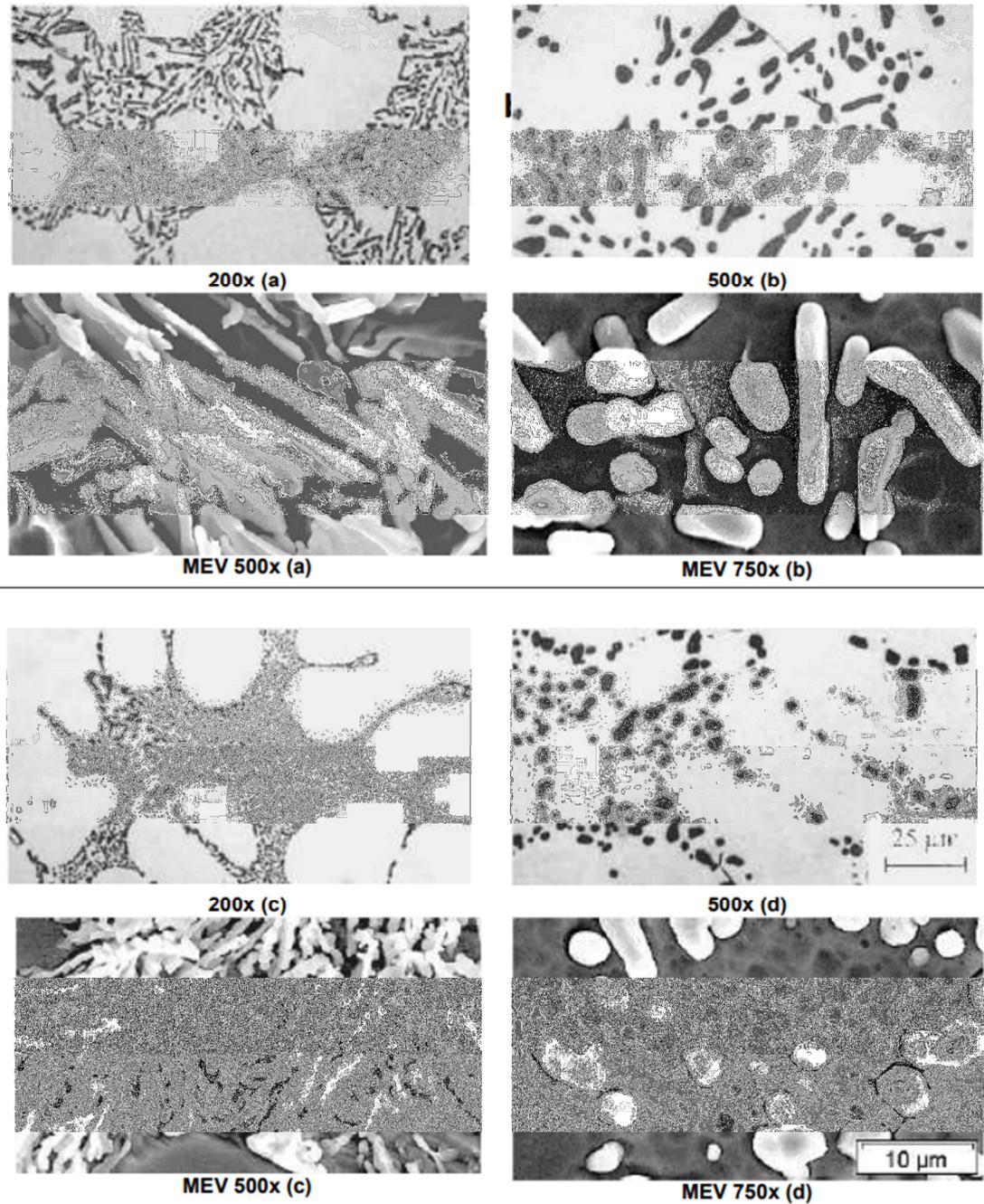


Fonte: Nieves Huaraca, 2022.

De acordo com Nieves Huaraca (2022) nesta curva, a resistência mecânica corresponde à da solução sólida supersaturada para um tempo zero. Com maiores tempos de envelhecimento, vão se formando precipitados cujo tamanho aumentam, aumentando também a resistência e a dureza da liga e diminuindo a sua ductilidade, a resistência máxima se consegue se a temperatura de envelhecimento é suficientemente alta, se o envelhecimento continua, de modo que o intermédio se colapsa e aumento de volume, a liga envelhece demais e tornar se mais débil que com respeito à condição ótima de envelhecimento.

Na figura 28 pode-se observar as microestruturas típicas da liga A356 não modificadas e modificadas no estado bruto de fundição e após o tratamento de solubilização. Durante os tratamentos de solubilização das ligas Al-Si, as partículas de silício sofrem alterações na sua morfologia. Partículas inicialmente contínuas sofrem um processo de fragmentação e de arredondamento das partículas individuais (esferoidização). A velocidade dos processos de fragmentação e de esferoidização é maior para a morfologia de fibras (ligas modificadas), do que para morfologia em plaquetas (ligas não modificadas), como ilustra a Figura 25 (Ricardo Fuoco, 2017).

Figura 28: Microestruturas típicas de liga A356 não modificadas (a e b) no estado bruto de fundição (a) e após tratamento de solubilização por 10 horas a 540°C (b). Idem para liga modificada com 0,006% Sr no estado bruto de fundição (c) e após tratamento térmico de solubilização por 10 horas a 540°C (d). Microscópio óptico sem ataque e MEV após ataque profundo (NaOH 20% em água)



Fonte: Ricardo Fuoco, 2017.

#### 4.MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizando a liga fundida A356 no processo de fundição de gravidade em molde metálico, foram realizadas duas séries de ensaios com variações em relação aos elementos químicos: Manganês, Magnésio, Estrôncio e Titânio-Boro e ao ciclo térmico, que estão descritos detalhadamente nos capítulos 4.1 e 4.2.

O objetivo dos ensaios era atingir as propriedades mecânicas nos corpos de prova e nas peças fabricadas em fundição por gravidade, a peça é utilizada em máquinas agrícolas, as propriedades exigidas pelo cliente final para utilizar o componente em campo estão descritas na tabela 7.

Tabela 7: Propriedades mecânicas especificadas para o componente agrícola.

Dureza (HB)	Tensão Máxima (MPa)	Tensão de Escoamento a 0,2 % (MPa)	Alongamento (%)
80	250	180	8

Fonte: Autora, 2022.

##### 4.1 SÉRIE DE ENSAIOS 1

- Alteração do percentual de Magnésio de 0,25 % residual da liga no recebimento da matéria-prima para 0,35% através da adição do elemento em barra.
- Alteração do percentual de Manganês, residual da liga no recebimento da matéria-prima é em torno de 0,3% foi adicionado o elemento conforme o teor de Ferro, objetivo o teor de Manganês ser a metade;
- As peças e os corpos de provas foram submetidos a diferentes ciclos térmicos: T6 (Homogeneização e envelhecimento) e T64 (Homogeneização e sub-envelhecimento);

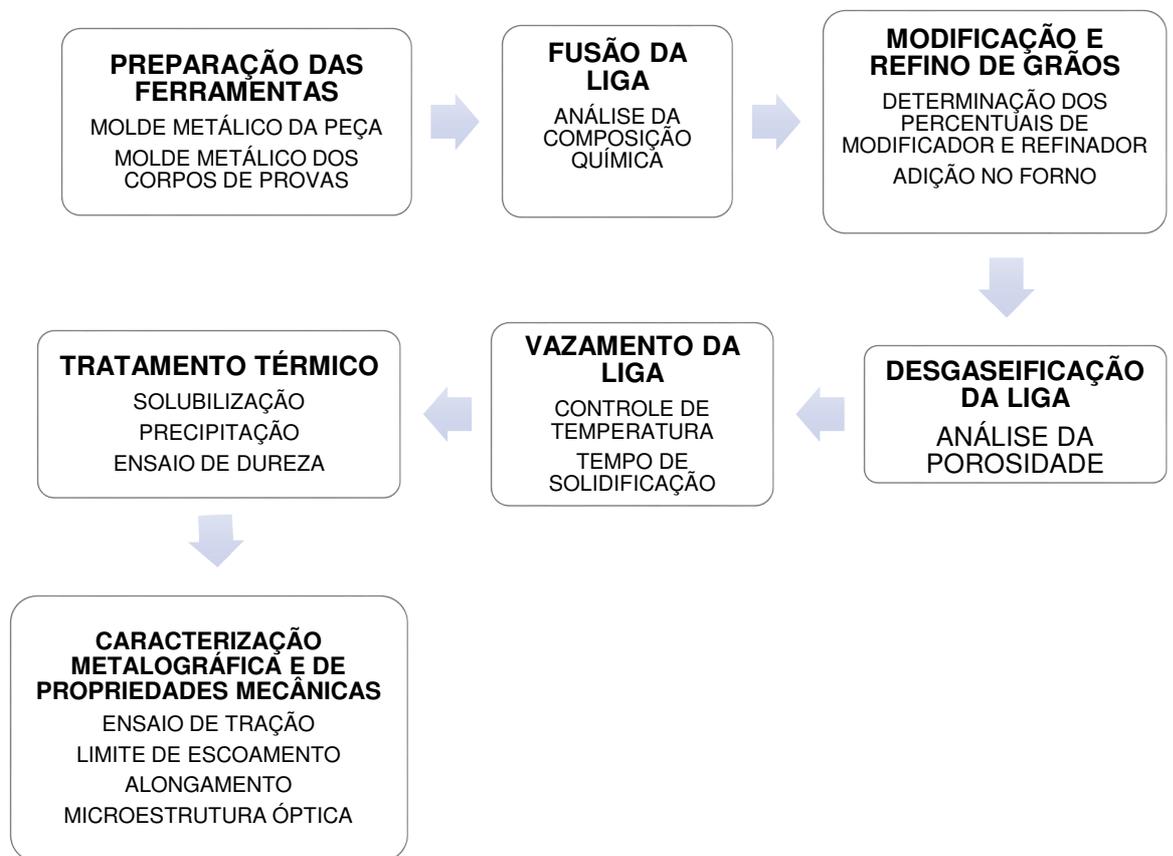
##### 4.2 SÉRIE DE ENSAIOS 2

- Alterar os percentuais do modificador (Estrôncio) e dos refinadores (Titânio-Boro) de 0,01% para 0,03% para avaliar as frações volumétricas da fase  $\alpha$  e o valor do espaçamento dendrítico em regiões ao longo do corpo de prova.
- Aumentar a temperatura de precipitação no tratamento térmico T6, de 150 °C para 235 °C com o tempo de 2 horas;

### 4.3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS COMUNS PARA AS SÉRIES DE ENSAIOS.

Os parâmetros descritos nos procedimentos deste capítulo foram idênticos para os dois ensaios. No fluxograma abaixo está representado os procedimentos experimentais de fabricação.

Figura 29: Fluxograma do processo para os ensaios.



Fonte: Autora, 2022.

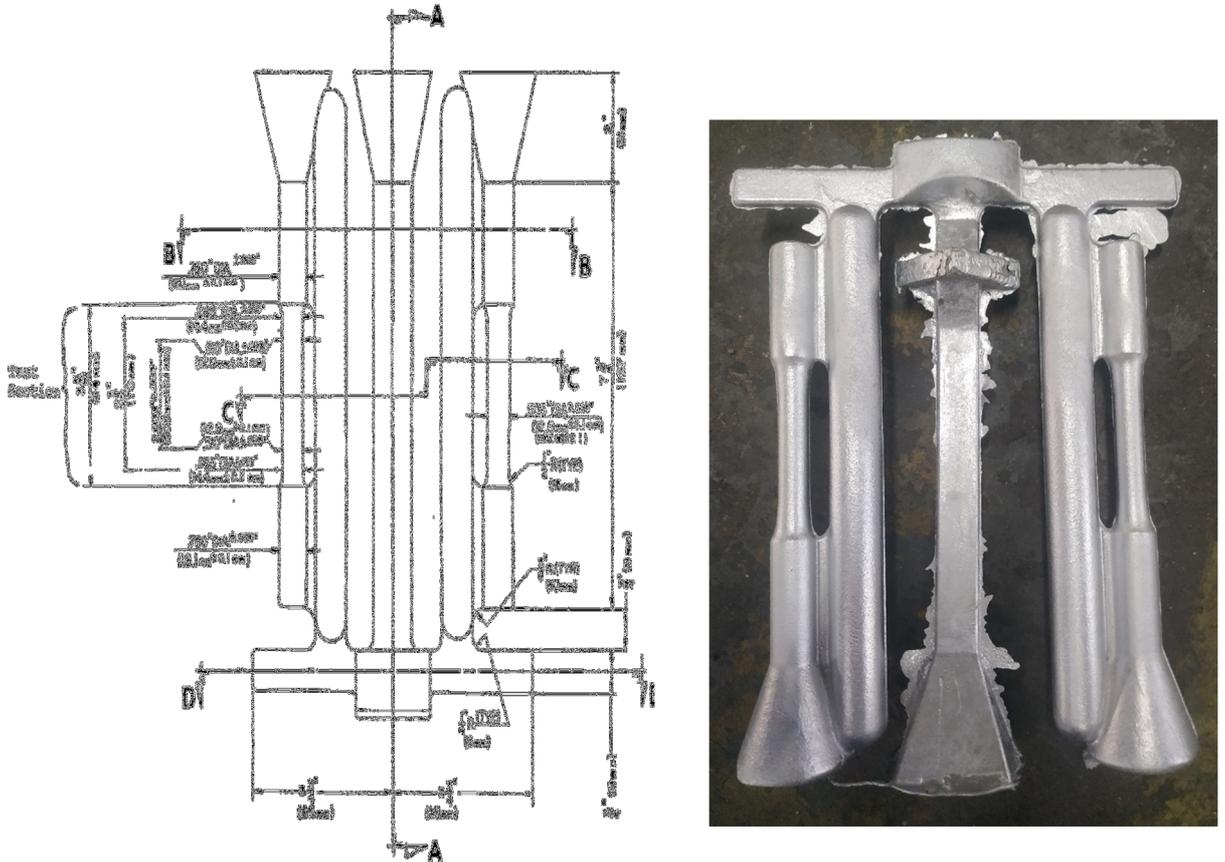
#### 4.3.1 PREPARAÇÃO DAS FERRAMENTAS.

Primeiramente é realizada a montagem e a fixação do molde metálico na máquina coquilhadeira, em seguida é realizado o processo de pintura com a tinta desmoldante e por fim o aquecimento da ferramenta que deve ser entre  $300 \pm 30^{\circ}\text{C}$ .

##### 4.3.1.1 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS.

Foram fabricados vinte corpos de provas para cada série de ensaio através do processo de gravidade em molde metálico, os corpos de provas para os ensaios de tração foram fabricados conforme a norma ASTM- B108-15. Primeiramente o molde é pintado com a mesma tinta utilizada na pintura da ferramenta, o processo de pintura é importante para melhorar a questão de acabamento superficial e facilitar a extração das peças, além de manter a qualidade ferramenta por maior tempo, posteriormente o molde é aquecido a uma temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$ , em seguida é vazada a liga no molde. Durante esse processo é obtido um corpo de prova a cada peça vazada para obter um melhor controle dos resultados de propriedades mecânicas.

Figura 30: A) Dimensões do corpo de prova fundido conforme a norma ASTM- B108. B) Corpo de prova fabricado para os ensaios de tração.



Fonte: Norma ASTM- B108, 2015.

#### 4.3.2 FUSÃO DA LIGA

##### 4.3.2.1 AVALIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.

A composição química da liga A356 para os ensaios foi analisada no equipamento espectrometria de emissão óptica modelo GNR-BRASIL, consiste em radiação (na faixa UV, Vis e IR) com a matéria (sólido, líquido ou gás), a interação pode ocorrer via absorção, espalhamento, emissão ou reflexão de luz incidente. o equipamento foi calibrado conforme padrão definido pelo fornecedor do equipamento GNR. Na tabela 8 está apresentado as composições da liga utilizada para cada série de ensaio. No primeiro ensaio foram

adicionados os elementos Magnésio e Manganês com base no teor de Ferro, objetivo foi alcançar metade do percentual

Tabela 8: Composição química da liga A356 bruta para as séries de ensaios 1 e 2.

Série de Ensaio	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Cr	Pb	Sn	Be	V	Sr	Al
Ensaio 1	6,94	0,24	0,05	0,02	0,24	0,02	0,05	0,09	0,01	0,03	0,01	0,00	0,00	0,00	Rest.
Ensaio 2	7,10	0,25	0,00	0,03	0,28	0,09	0,05	0,09	0,01	0,02	0,01	0,00	0,00	0,00	Rest.

Condição 1: Composição do lingote da liga A356

Fonte: Autora, 2022.

Para analisar a composição química é fabricado amostras após o processo de fusão da liga, as amostras são fabricadas em um molde metálico, para realizar a queima no espectrômetro as amostras precisam ser lixadas e polidas para se obter um resultado mais preciso (sem contaminação de elementos presentes nas lixas).

#### 4.3.3 PROCESSO DE DESGASEIFICAÇÃO

O processo de degaseificação é realizado com o rotor após a adição dos elementos químicos e dos modificadores e refinadores. Nesta etapa é adicionado o escorificante Marflux, gás de nitrogênio e retirado a escória do forno, na tabela 9 está apresentado os dados referentes ao processo de degaseificação que foi realizado nos ensaios desenvolvidos.

Tabela 9: Dados do processo de degaseificação realizado nos testes.

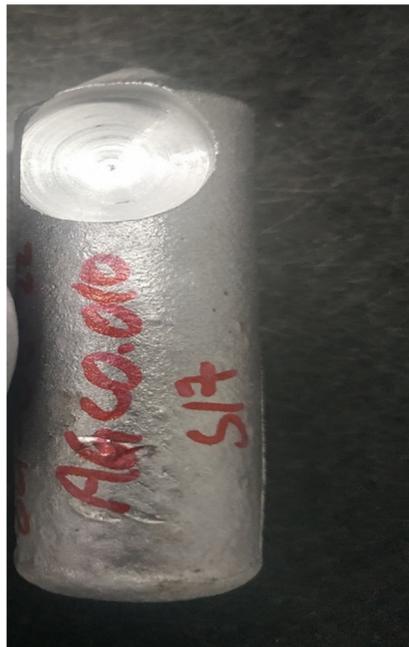
Quantidade de Escorificante	Vazão do gás de Nitrogênio	Tempo de Degaseificação via rotor	Rotação do rotor	Temperatura do processo de degaseificação
0,700 Kg para cadinho com 150Kg	8 litros/minutos	14 minutos	300 rpm	760 °C

Fonte: Autora, 2022.

#### 4.3.3.1 ANÁLISE POROSIDADE

A análise da porosidade é feita após o processo de degaseificação, as amostras são fabricadas em uma coquilha de molde metálico, resfriadas em água e em seguida é realizada um furo através de uma fresa para análise do teor de poros através de uma lupa, a empresa possui um padrão aceitável do nível porosidade.

Figura 31: Amostra padrão com furo.



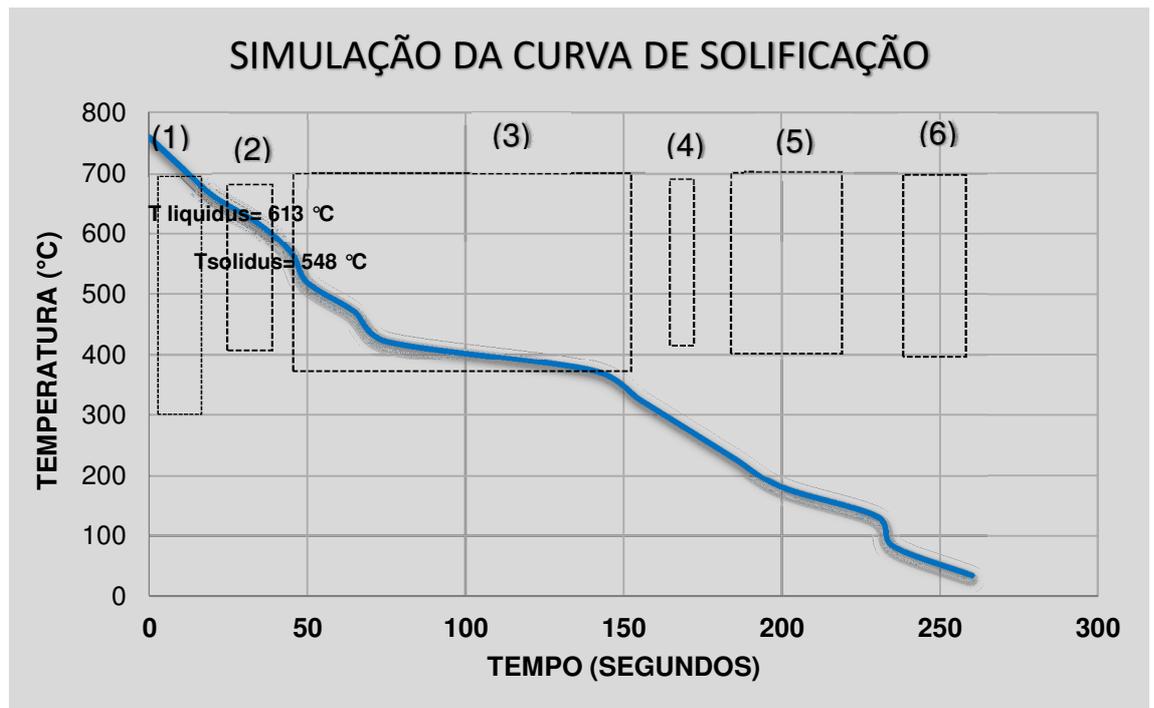
Fonte: Autora, 2022.

#### 4.3.4 VAZAMENTO.

No processo de vazamento a liga está pronta para ser vazada no molde, nessa etapa é necessário realizar a aferição da temperatura do forno com um pirômetro, a temperatura ideal de vazamento varia para cada peça fabricada na fundição, para a peça estudada neste trabalho a temperatura de vazamento ideal foi determinada através de uma simulação de enchimento da peça através do software MAGMASOFT<sup>®</sup>, o software prevê a simulação através do desenho 3D da peça e da ferramenta do molde de metálico, com isso foi passado parâmetros básicos do processo de produção para a análise, temperatura da ferramenta 300 +/-30 °C, a faixa da temperatura de fusão na fundição por gravidade de 750-770 °C, a partir desses dados

fornechos prevê a cura de resfriamento da peça. Na figura 33 podemos observar a curva de solidificação para o componente estudado neste trabalho, a composição química da peça não é um fator relevante para determinar esta curva através do software.

Figura 32: Curva de solidificação obtida através da simulação de enchimento da peça pelo software MAGMASOFT®.



Fonte: Autora, 2022.

- Região (1) Nucleação e livre crescimento dos grãos de alumínio, tem-se uma rápida liberação de calor latente;
- Região (2) Desenvolvimento e crescimento da rede dendrítica da parede em direção ao centro;
- Região (3) Espessamento das dendritas de alumínio;
- Região (4) Nucleação do silício indicando o início da solidificação do eutético.
- Região (5) Continuação do crescimento do silício e do alumínio contido no eutético;
- Região (6) Término da solidificação, o calor produzido pela solidificação cessa rapidamente e há uma rápida normalização dos gradientes de temperatura do centro para as paredes da amostra.

#### 4.3.5 MICROSCOPIA ÓPTICA

As análises nas microestruturas foram realizadas com microscópio óptico utilizado foi ZEISS, modelo Axio Scope A1. Os métodos utilizados na preparação das amostras e utilizado nos ensaios foram conforme as normas ASTM E 3: 11 – Guia Padrão para Preparação de Amostras Metalográficas e ASTM E7: 17 - Terminologia Padrão Relativa à Metalografia. A sequência das lixas foi de gramatura nº 100, 220, 320, 400, 600 e 1200, sucessivamente em ordem crescente de número. As amostras foram polidas com pasta de diamante com granulometria de ½ mm (meio micron), o ataque foi realizado com ácido Fluobórico com concentração de 50% e o tempo de ataque foi de 10 segundos.

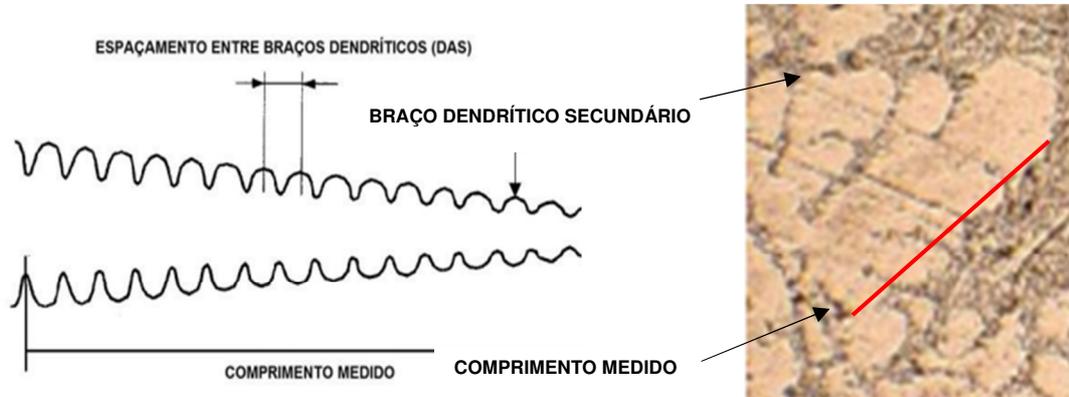
#### 4.3.6 ESPAÇAMENTO ENTRE BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS

Para obter os valores do espaçamento entre os braços dendríticos secundário (sDAS) utilizou-se a metodologia de Zhang (2003) conforme mostrada na equação 3 e na Figura 34, as micrografias utilizadas foram com aumento de 100x a partir disso foram escolhidas 10 dendritas aleatoriamente para cada condição de ensaios, os valores apresentados são referentes a média dos 10 resultados. Para medir o comprimento L (µm) foi utilizado o programa IMAGEJ.

Equação (3): 
$$sDAS = \frac{L}{n}$$

onde: sDAS é o espaçamento entre os braços dendrítico secundários; L é o comprimento medido (µm); e n é a quantidade de espaçamento entre os braços dendrítico secundários.

Figura 33: Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do espaçamento dendrítico secundário.



Fonte: Adaptado de Adriene Anita, 2017

#### 4.3.7 TRATAMENTO TÉRMICO

Foram realizadas duas variações no ciclo térmico para cada série de ensaio. No primeiro ensaio foi realizado os tratamentos térmicos T6 (Homogeneização e envelhecimento) e T64 (homogeneização e sub-envelhecimento) e no segundo ensaio foi realizado o tratamento térmico T6 alterando as temperaturas de precipitação, algumas amostras foram tratadas com temperatura de precipitação de 160 °C e outras com 235 °C. Os parâmetros utilizados nos ensaios estão apresentados na tabela 10, as diferenças de parâmetros entre os parâmetros de tratamento térmico ocorrem devido a melhora de precipitação dos elementos, por isso os tempos e temperaturas são diferentes.

Tabela 10: Parâmetros utilizados no tratamento térmico T6 e T64.

Série de Ensaio	Tratamento	Temperatura de Solubilização	Tempo de Solubilização	Temperatura de Precipitação	Tempo de Precipitação
Série 1	T6	520 °C	6 horas	150 a 160 °C	2 horas
Série 1	T64	535 – 545°C	8 horas	150 a 155 °C	2 horas
Série 2	T6	520 °C	6 horas	150 a 160 °C	2 horas
Série 2	T6	520 °C	6 horas	235 °C	2 horas

Fonte: Autora, 2022

#### 4.3.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Foram realizados ensaios para avaliar as propriedades foram os ensaios de tração em máquina universal de ensaios, modelo DL100T, com velocidade de ensaios de 3mm/minuto no regime elástico e 13mm/minuto no regime plástico. A média das medidas dos diâmetros dos corpos de provas para as séries de ensaio 1 e 2 e para as amostras fabricadas antes das propostas de alteração do processo foram em torno de 10mm e o comprimento medido em todos os corpos de provas foram de 50 mm.

#### 4.3.9 MODIFICAÇÃO E REFINO DE GRÃOS

Após a análise química da liga A356 fundida é determinado os percentuais que devem ser adicionados de modificador (Estrôncio) e refinadores (Titânio- Boro) os percentuais usuais na literatura são de 0,02 a 0,08% em peso, conforme a capacidade de fusão do cadinho. O cálculo segundo a equação 1 descrita por Marta Molinari (2011):

##### I. Equação 1

Teor = percentual de modificador ou refinador \* capacidade do cadinho (Kg)

O modificador (Estrôncio) e refinadores (Titânio- Boro) são comprados pela empresa em varetas, desse modo conforme o resultado obtido na equação 2, foi adicionado no forno 4,5 varetas de Estrôncio e Titânio-Boro para fusão de 150 Kg da liga A356.

Os percentuais usados na empresa antes do teste e os percentuais que foram utilizados nos testes estão descritos na tabela 11.

Tabela 11: Descrição dos percentuais utilizados normalmente no processo de fabricação e no teste desenvolvido neste trabalho.

Condição	Percentual de Modificador (Estrôncio)	Percentual de Refinadores (Titânio-Boro)	Capacidade do Cadinho (Kg)
Teste 1	0,01%	0,01%	150
Teste 2	0,03%	0,03%	150

Fonte: Autora, 2022.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES:

Neste capítulo será abordado os resultados obtidos nos ensaios, primeiramente na composição química o percentual de Ferro estava acima do especificado para as duas séries de ensaio, devido à dificuldade de encontrar um fornecedor que atendesse a especificação e pela aceitação do cliente final foi realizado os ensaios.

De acordo com os resultados obtidos, a presença do ferro até 0,28% promove um aumento da resistência à tração, bem como do limite de escoamento. Esse ligeiro aumento pode ser atribuído ao intermetálico  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , cuja morfologia em escrita chinesa não interrompe a continuidade da matriz. Além disso, esta fase remove o silício, que na ausência do ferro deveria se apresentar como uma fase de silício acicular que contribui para a redução das propriedades mecânicas em função de atuarem como concentradores de tensões.

### 5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Na tabela 12 está apresentado os resultados das composições químicas obtidas para cada série de ensaio, após correções dos elementos químicos, os percentuais de Mn, Mg, Ti e Sr estão superiores devido a adição desses elementos. Para as duas séries de ensaio o percentual de Mn ficou metade do percentual do Ferro conforme foi especificado na metodologia, o objetivo da adição de Mn era de reduzir os efeitos do Ferro de formar intermetálicos durante o processo de fusão da liga A356.

Tabela 12: Composição química da liga A356 após correções.

Série de Ensaio	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Cr	Pb	Sn	Be	V	Sr	Al
1	6,94	0,26	0,07	0,13	0,34	0,02	0,05	0,17	0,01	0,03	0,01	0,00	0,00	0,02	Rest.
2	7,10	0,25	0,00	0,12	0,28	0,09	0,05	0,24	0,01	0,02	0,01	0,00	0,00	0,04	Rest.

Fonte: Autora, 2022.

### 5.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na tabela 13 estão apresentados os resultados das médias e desvio padrão dos ensaios de tração e de dureza para as séries 1 e 2 e dos resultados obtidos antes no processo antes das alterações propostas neste trabalho.

Tabela 13: Resultados dos ensaios de propriedades mecânicas das amostras.

Série de Ensaio	Quantidade de corpo de prova fabricados	Condição do ciclo térmico	Dureza (HB)	Tensão Máxima (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
A*	10	T6	85 +/- 3,05	190 +/- 3,04	175 +/- 4,51	2,50 +/- 0,41
1	10	T6	87,6 +/- 2,15	286,2 +/- 3,97	232,2 +/- 2,48	5,40 +/- 0,39
1	10	T64	86,6 +/- 2,42	282,6 +/- 4,27	229,4 +/- 5,08	5,56 +/- 0,35
2	10	T6 (Precipitação 160 °C)	85,4 +/- 1,02	280,8 +/- 3,34	227,6 +/- 2,58	6,96 +/- 0,31
2	10	T6 (Precipitação 235 °C)	83,6 +/- 1,85	276,2 +/- 6,18	212,8 +/- 8,06	5,64 +/- 0,50

A\*: série de ensaio realizada sem nenhuma das alterações propostas neste trabalho

Fonte: Autora, 2022.

A partir dos resultados apresentados na tabela 13, pode-se observar que nenhum dos resultados obtidos nas séries de ensaio alcançaram o valor de 8% de alongamento, isso por conta da presença de porosidade e de intermetálicos de Ferro na liga que podem ser observados nas análises de microestruturas apresentadas no capítulo 5.3.2.

### 5.3 ANÁLISE DA MICROESTRUTURAL.

#### 5.3.1 ESPAÇAMENTO ENTRE BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS

O espaçamento dos braços dendríticos (DAS) depende da taxa de solidificação, quanto maior for o espaçamento dendrítico mais grosseiro serão os microconstituintes e menor a resistência mecânica (KAUFMAN, 2004). Na tabela 14 está apresentado a média referente aos quatorze valores medidos para os resultados da sDas para a liga A356 no estado bruto de fundição para as séries de ensaios 1 e 2.

Tabela 14: Resultados de sDAS no estado bruto de fundição da liga A356 para a série de ensaio 1 e 2.

Série de Ensaio	Média ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )
1	19,63	3,29
2	19,85	1,64

Fonte: Autora, 2022.

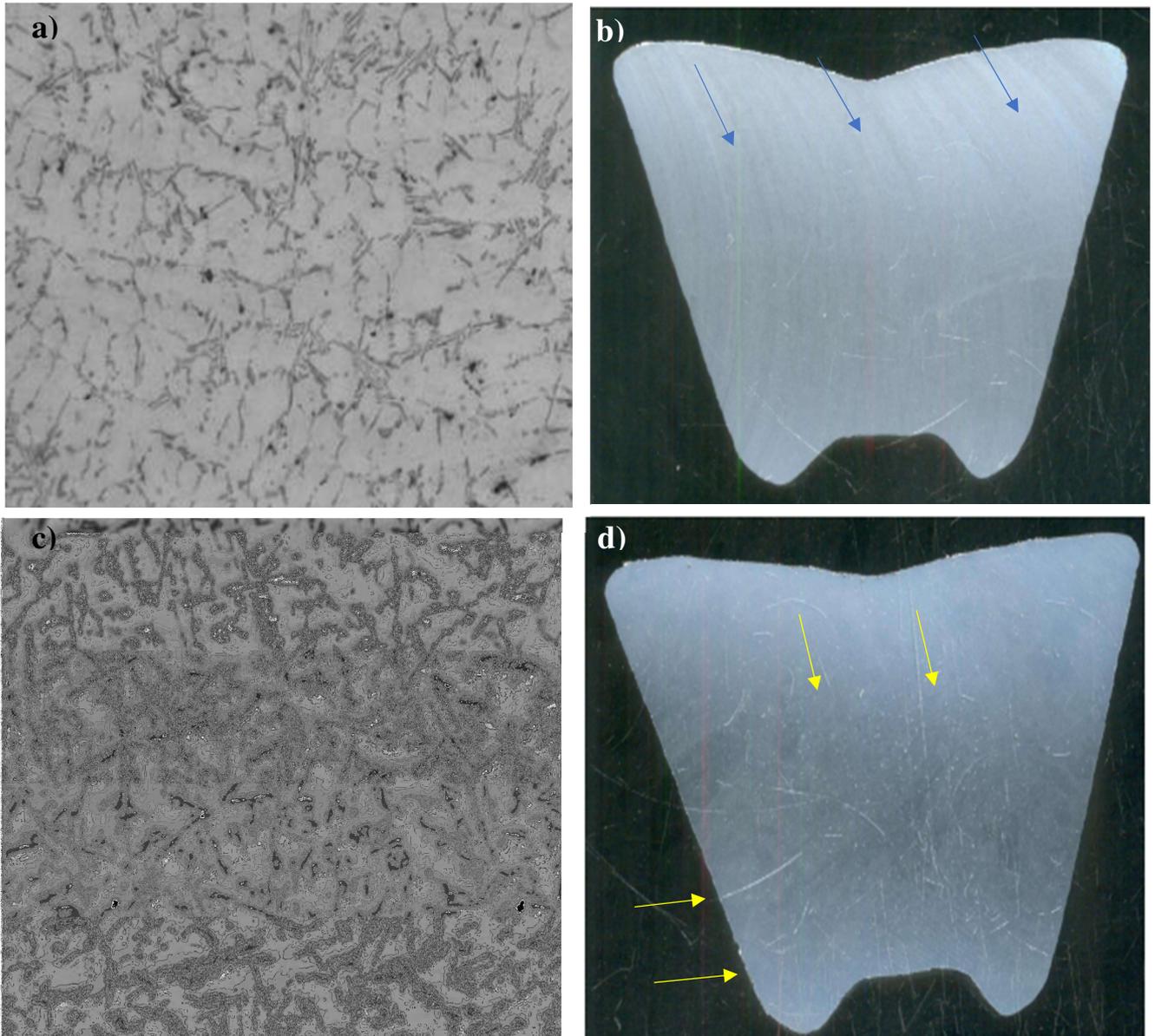
Os resultados obtidos estão dentro do que é especificado para ligas de Al-Si fabricadas em molde metálico, a literatura diz que um bom resultado deve ser inferior a 50 micron (Ricardo Fuoco, 2017), pode-se notar que os valores obtidos foram bem parecidos, isso pode ser devido a taxa de resfriamento que foi comum para as duas séries de ensaio, pois quanto maior for a taxa de resfriamento menor são os valores de espaçamento entre os braços dendritos secundários.

### 5.3.2 MICROESTURAS

Nas imagens abaixo estão apresentadas as microestruturas e macroestruturas da matéria prima da liga A356 utilizada nas duas séries de ensaio.

Na figura 34-(a), pode-se observar o Sílicio com uma estrutura fibrosa mais grosseira, devido ao resfriamento lento, as partes mais claras apresentadas como a matriz Al- $\alpha$  são as fase determinantes para a obtenção das propriedades mecânicas. De acordo com Marta Molinari (2011) devido a alta solubilidade do Magnésio no Alumínio, a microestrutura é constituída da matriz de alumínio (solução sólida) com precipitados das fases em contorno dos grãos, fase apresentada na figura 35-(a)  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . A figura 35 (b) apresenta a foto macro da estrutura bruta de solidificação, pode-se observar que os cristais formam grãos colunares no sentido vertical, e podem ser observados ao longo da amostra. Tem-se uma pequena zona coquilhada relativa a parte mais próxima ao molde e, como esperado, em função da extração de calor direcional, predomina-se uma macroestrutura colunar. As figuras da série de ensaio 2, 35 (c) pode-se observar que o Sílicio apresenta estrutura lamelar grosseira, pois não havia passado pelo processo de modificação, já na figura 35 (d) macro da amostra da liga A356 bruta percebe-se que a solidificação neste caso apresentou sentido vertical e horizontal de solidificação. De acordo com Sousa (2019) este desvio pode estar associado às variações de taxa de extração de calor ao longo da solidificação.

Figura 34: **(a)** Série de ensaio 1- Foto Micro -liga A356 no estado bruto- modificada apresentando dendritas de Alumínio (fase  $\alpha$  primário). **(b)** Série de ensaio 1- Foto Macro- liga A356 no estado bruto apresenta região vertical de solidificação. **(c)** Série de ensaio 2- Foto Micro -Liga A356 no estado bruto- sem modificação, o Silício apresenta forma lamelar grosseira. **(d)** Série de ensaio 2- Foto Macro da liga A356 no estado bruto, a amostra apresenta sentidos de solidificação horizontal e vertical.

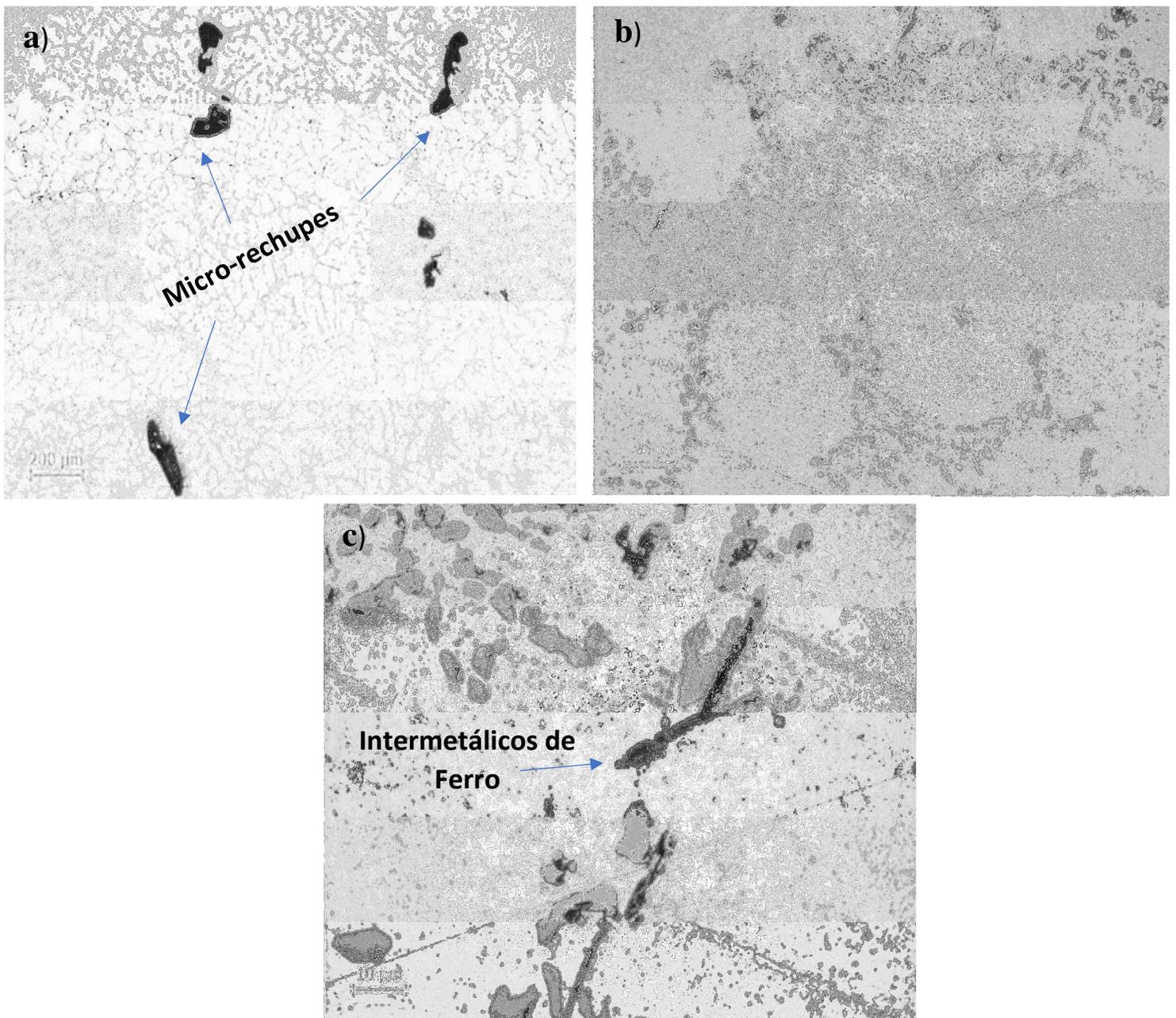


Fonte: Autora, 2022

### 5.3.3.1 MICROESTURAS APÓS CICLO TÉRMICO - SÉRIE DE ENSAIO 1

Para a condição de ensaio 1, onde foi alterado os teores dos elementos químicos Mn e Mg e realizado os ciclos térmicos T6 e T64, as microestruturas estão apresentadas na figura 35, para o ciclo térmico T6.

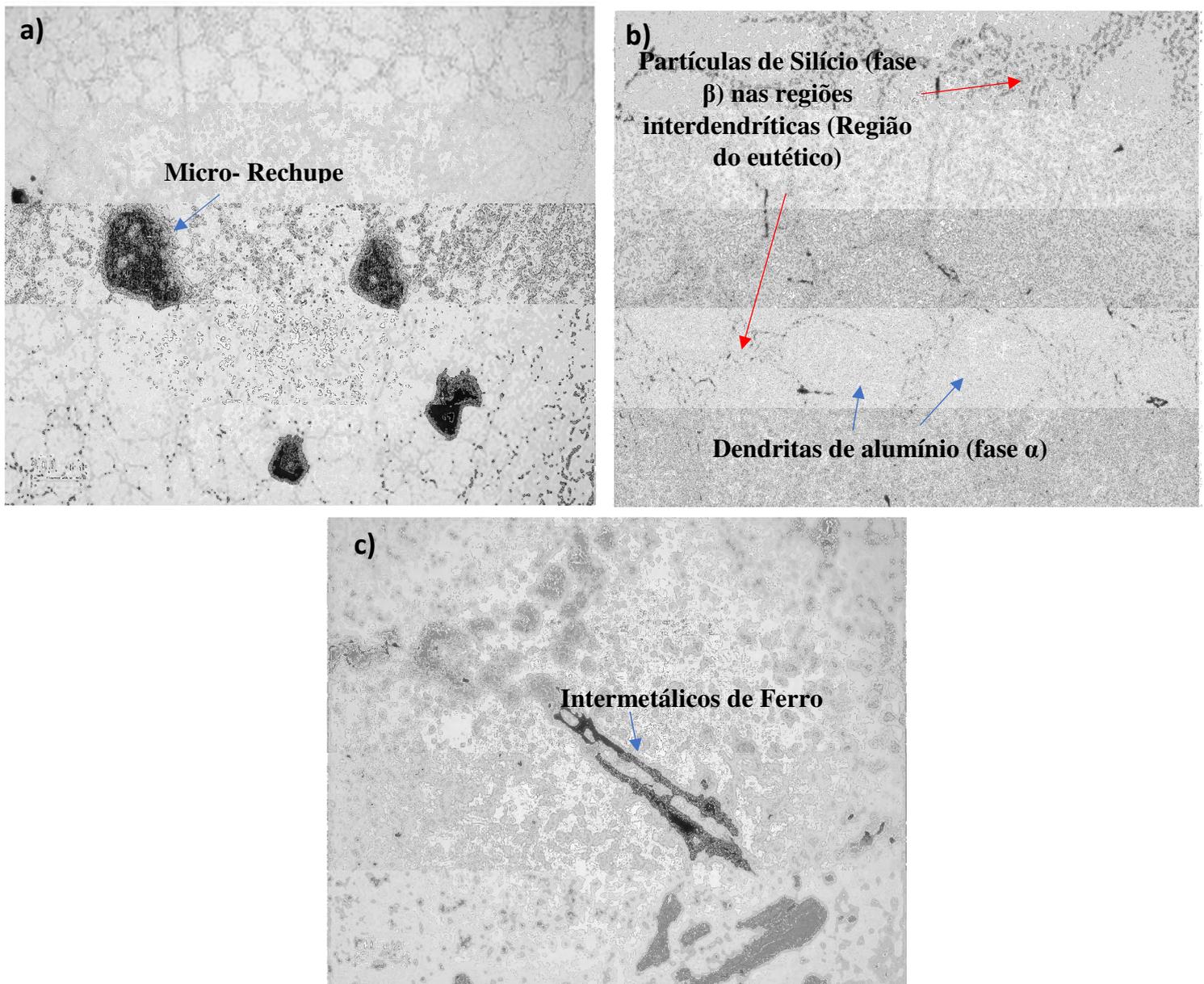
Figura 35 a) Microestrutura da liga A356- após T6, aparentemente apresenta micro-rechupes com aumento 50x. Sem Ataque. b) Aparentemente o Silício apresenta na matriz de Alumínio na forma primária refinada- Com Aumento 500x. c) Presença de intermetálicos de Ferro- Com aumento 1000x.



### 5.3.3.1 MICROESTURAS APÓS CICLO TÉRMICO - SÉRIE DE ENSAIO 2

Nas figuras 36 (a), (b) e (c) estão apresentadas as análises das microestruturas após o ciclo térmico com temperatura de precipitação de 160°C.

Figura 36: **a)** Aparentemente a microestrutura apresenta micro-rechupes- Com aumento 50x. Sem Ataque. **b)** Reação eutética, Silício apresenta na forma primária refinada- Com Aumento 200x. **c)** Presença de intermetálicos de Ferro na reação eutética - Com aumento 1000x.



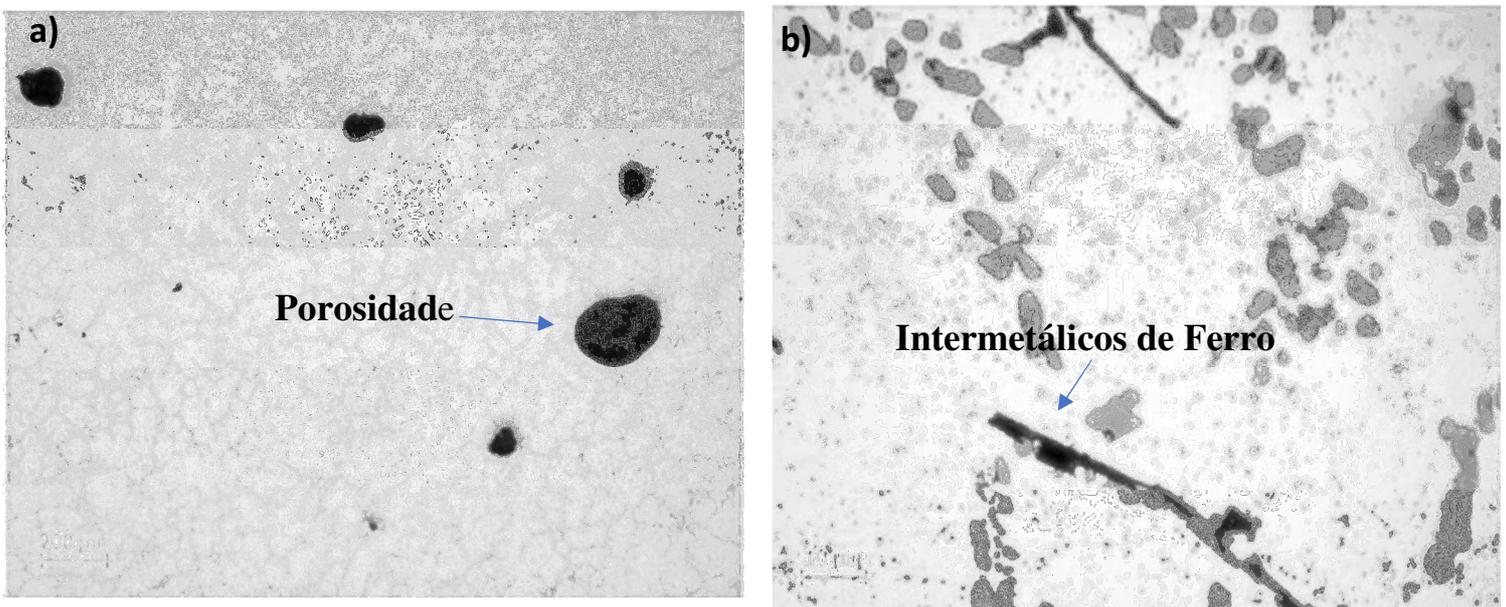
Fonte: Autora, 2022.

Os intermetálicos de Ferro presente, provavelmente são da fase de  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  que se formaram enquanto o vazão estava parcialmente preenchido com o líquido eutético secundário

e que, na solidificação, nuclearam e cresceram ao longo das ramificações da dendrita. Evidentemente, com a maior formação de micro porosidades. Os precipitados entre as dendritas podem ser da fase  $Mg_2Si$  que ocorreu após o ciclo térmico essa fase tende a ficar entre as dendritas, que dão mais resistência ao material.

Nas figuras 37 (a) e (b) estão apresentadas as análises das microestruturas após o ciclo térmico com temperatura de precipitação de  $235^{\circ}C$ .

Figura 37: **a)** Aparentemente a microestrutura apresenta micro-rechupes- Com aumento 50x. Sem Ataque **b)** Presença de intermetálicos de Ferro na reação eutética - Com aumento 1000x.



Fonte: Autora, 2022

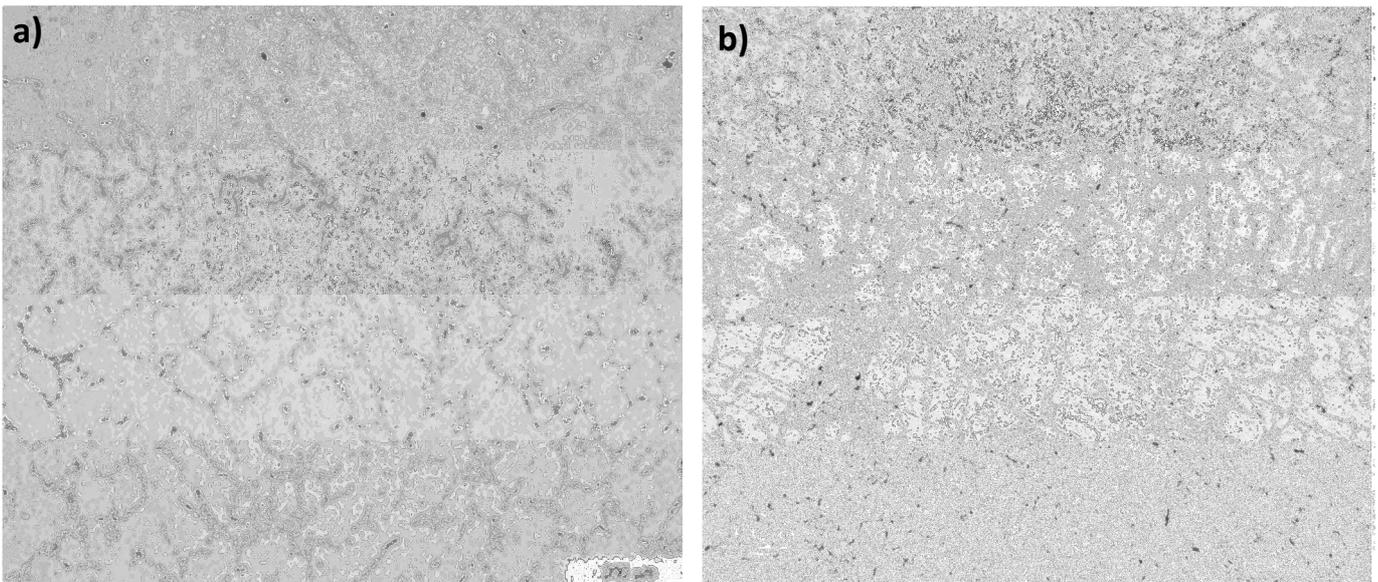
As porosidades são vazios ou poros internos, que podem ser originados por contração (rechupe) ou gases no metal líquido se caracteriza por contrações concentradas em um único ponto da peça, que é a última região a se solidificar, resultando em um vazio grande e com superfície interna rugosa formada pelas dendritas. A causa, mais comum da porosidade pode estar relacionado com a turbulência do material no processo de vazamento, o fluxo do material na cavidade do molde, descompressão do canal de alimentação, mas também é possível que esteja relacionado com a preparação do alumínio.

Pelo fato da utilização de uma liga de alumínio-silício hipoeutética, cujo modo de solidificação é pastoso, admite-se certo nível de micro porosidades. Considerando-se uma liga binária, a solidificação inicia com a formação das dendritas de alumínio que, após entrarem

em coerência, aprisionariam o líquido de composição eutética que em seguida se solidifica e contraem formando micro porosidades. O efeito das partículas da fase dos intermetálicos de Ferro é o de ampliar o volume destas micro porosidades uma vez que interrompem o fluxo dos líquidos eutéticos para o interior destes vazios e, conseqüentemente, ocorre uma redução das propriedades mecânicas da liga

Nas figuras 38 (a) e (b) estão apresentadas as microestruturas da morfologia do Silício obtido na primeira série de ensaio 38 (a) com morfologia fibrosa mais grosseira e na segunda série de ensaio 38 (b) apresenta a morfologia do Silício fibrosa mais fina, isso pode ser devido ao aumento do agente modificador (Estrôncio).

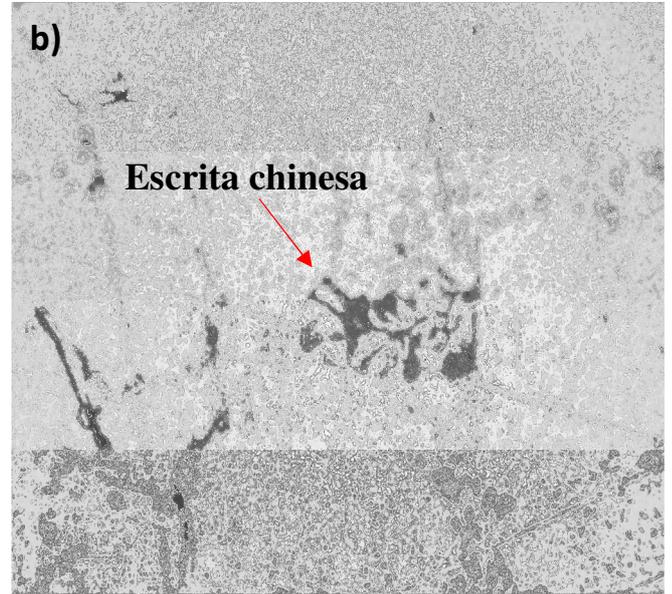
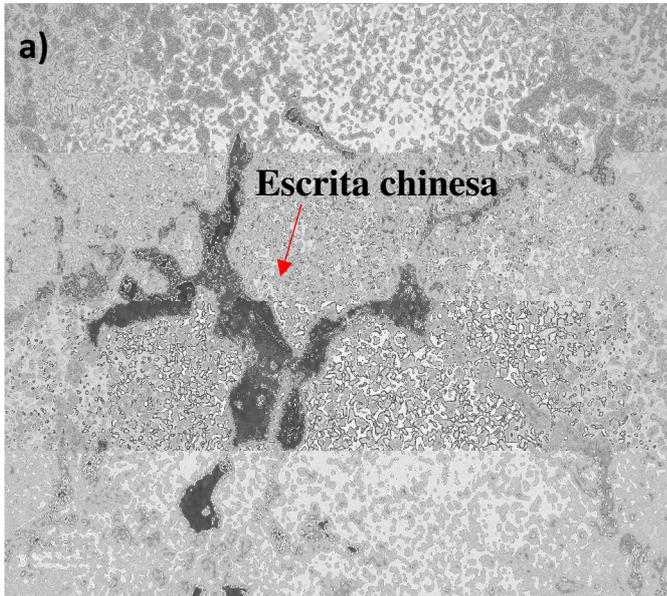
Figura 38: (a) Série de Ensaio 1- Silício com morfologia fibrosa mais grosseira- Com aumento 100x (b) Série de Ensaio 2- Silício com morfologia fibrosa mais fina- Com aumento 100x.



Fonte: Autora, 2022.

Nas figuras 39 (a) e (b) estão apresentadas as microestruturas da série de ensaio 2, podemos observar a presença de “escrita chinesa”, neste caso mostra que manganês realizou o efeito neutralizante do Fe, em ligas Al-Si o Manganês transforma a o composto agulhado de Ferro com a composição de  $\text{SiFeAl}_3$  em um composto quaternário  $\text{AlFeMnSi}$  reduzindo a fragilidade da liga.

Figura 39: **a)** “Escrita chinesa” amostra com ciclo térmico realizado com temperatura de precipitação 160 °C- Com aumento 500x **b)** “Escrita chinesa” amostra com ciclo térmico realizado com temperatura de precipitação 235 °C- Com aumento 500x.



Fonte: Autora, 2022.

## 6. CONCLUSÃO

O presente trabalho buscou propor alterações para o processo de fundição por gravidade em molde metálico, modificando o teor dos elementos químicos Manganês e Magnésio, aumentando o teor de modificador (Estrôncio) e refinador (Titânio-Boro) e sugerindo alterações nos ciclos térmicos, com base nos resultados obtidos, pode-se concluir que

- A. Todas as propostas de alterações desse trabalho obtiveram resultados de tensão máxima e de tensão de escoamento acima do especificados; comparando os resultados obtidos no processo sem as alterações;
- B. O aumento do teor de Manganês e Magnésio provocou resultados superiores para o alongamento mesmo não atingindo o especificado de 8%, obteve uma melhora de 2,5% para 5,5%;
- C. A adição de teores de 0,03 % de modificador e refinador na amostra com ciclo térmico T6 com temperatura de solubilização de 520°C e temperatura de precipitação de 160 °C obteve os melhores resultados para alongamento com 6,9%;
- D. A partir das análises das microestruturas pode-se observar que com o aumento do teor de estrôncio o Silício obteve uma morfologia fibrosa mais fina;
- E. O aumento do teor de Manganês na composição química transformou alguns compostos agulhados  $\text{SiFeAl}_5$  em composto quaternário  $\text{AlFeMnSi}$  conhecido como “escrita chinesa” reduzindo a fragilidade da liga.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- A. Fazer um estudo fixando teores de elementos de liga e variando os teores de Fe, para avaliar o real efeito dos intermetálicos Fe- Si;
- B. Avaliar os métodos de análise de porosidade e os parâmetros de desgaseificação, de forma a estabelecer melhorias nos índices de porosidade;
- C. Estudar o desenvolvimento de metodologias de fácil execução e reprodutíveis para a determinação do espaçamento dendrítico, frações volumétricas das fases e microconstituintes e especialmente dos intermetálicos Fe-Si.

## 8. REFERÊNCIAS

ASM. Heat Treating Metals Handbook, ASM International, v. 4, 1991.

SHIRAIISHI, Tarita. INFLUÊNCIA DO TEOR DE ESTRÔNCIO NA MODIFICAÇÃO DA LIGA A356. 2008. 215 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Usp, São Paulo, 2008.

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

LI, R. X., LI, R. D., ZHAO, Y. H., et. al. “Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy”, Materials Letters, v.58, n.15, 2004.

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

MISHRA, R. K., SACHDEV, A. K., BAXTER, W. J. “Strengthening Precipitates In Cast 339 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, v. 21, 2004.

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

RONSANI, G. S. Tratamento de Envelhecimento Artificial das ligas 356 e A356: Efeitos da Adição de Magnésio, do Tempo e da Temperatura nas Propriedades Mecânicas, Dissertação de M.Sc, PGCEM/UEDESC, Joinville, SC, Brasil, 2010.

HASKEL, T., VERRAN, G. O. “Tratamento de solubilização da liga A356: efeitos do tempo e da temperatura”, In: 65h ABM International Congress Proceedings, 410-419, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2010.

RONSANI, G. S., VERRAN, G. O., VILLELA, V. M. C. , et al. “Envelhecimento artificial das ligas 356 e A356: efeitos da composição química e dos parâmetros de processamento”, In: Anais do 12 Seminário de Metais Não Ferrosos da ABM, São Paulo, SP, Brasil, 2011.

TASH, M., SAMUEL, F.H., MUCCIARDI, F., et al., "Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as cast and heat treated 356 and 319 aluminum alloys", *Materials Science and Engineering A.*, v.443, 2007.

ANDRADE, D. F. *Engenharia no Século XXI*. Poisson ed. Belo Horizonte: [s.n.].

COLUCI, M. A. P. *TRATAMENTO DE MODIFICAÇÃO DE EUTÉTICO DA LIGA AA356*. Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, 2011.

CRUZ, H. L. D. O. *Efeito do tratamento térmico na evolução do silício eutético da liga de alumínio EN AC 46000*. São Paulo: Faculdade de Tecnologia de São Paulo, 2020.

DECKMANN, J.; DEDAVID, B. *Efeito de partículas de titânio e boro no tamanho de grão e na morfologia dos cristais de Silício em ligas Al-Si*. 20º Salão de Iniciação Científica PUCRS, 2019.

DIAS, J. P. A. *Otimização do tratamento térmico T6 para ligas de alumínio A356*. Porto: Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2020.

DUARTE, V. V. D. S. *CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA DAS LIGAS A356.0, EN AC-Al Si10Mg(Cu), EN AC-Al Si6Cu4 e EN AC-Al Si7Cu3Mg POR MEIO DE CURVAS DE SOLIDIFICAÇÃO*. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2018.

FERREIRA DUNIN, G. *ESTUDO DAS VARIAÇÕES DE MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO A380 SUBMETIDA AOS TRATAMENTOS DE RECOZIMENTO, HOMOGENEIZAÇÃO E SOLUBILIZAÇÃO*. Ponta Grossa: Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2018.

FUOCO, R. *PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PEÇAS FUNDIDAS EM LIGAS Al-Si*.

17º Congresso de Fundição- CONAF 2017, n. 17, p. 1–31, 2017.

HUARACA, N. C. P. EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO T4 E T6 SOBRE MICROESTRUTURA E DUREZA DA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6061. Manaus: UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS, 2021.

JESUS, L. V. S. DE. AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA LIGA AL0,8%W APÓS PROCESSO DE LAMINAÇÃO A FRIO Por,. Brasília: UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, 2019.

KAPP, R. Z. CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX CLASSE 3104-H34. Santa Maria: Universidade Federal de Santa Maria, 2021.

LIMA, J. P. P. CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2016.

MALAVAZI, J. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS COMPOSTOS INTERMETÁLICOS E SEU EFEITO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO NAS LIGAS DE Al-9%Si COM ADIÇÕES DE Fe E Mn. São Paulo: INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES, 2013.

MORO, N.; AURAS, A. P. Professos de Fabricação - Fundição. norbertocefestsc, p. 29, 2007.

NARDUCCI JUNIOR, C. Desenvolvimento De Uma Liga De Alto Desempenho a Partir Do Alumínio Reciclado. Desenvolvimento Científico e Tecnológico no Brasil: Interdisciplinaridade, p. 61–90, 2021.

PÊCEGO, F. P. EFEITO DO ESTRÔNCIO (Sr) NO TRATAMENTO DE MODIFICAÇÃO DO EUTÉTICO DA LIGA Al-1%Si. Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, 2013.

PEREIRA, J. F. AVALIAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO EM LIGAS DE Ti-%Nb SINTERIZADAS. Santa Maria: Universidade Federal de Santa Maria, 2022.

RODRIGUES, G. L. Efeitos Dos Tratamentos Térmicos Em Ligas De Alumínio. Rio Verde: UNIVERSIDADE DE RIO VERDE, 2015.

SILVA, A. C.; COSTA, S. R. R. DA. Efetividade Das Auditorias Da Qualidade Realizadas Por Montadoras Em Indústrias De Autopeças. Revista Gestão Industrial, v. 9, n. 1, 2013.

VALLE, T. M. GESTÃO POR PROCESSOS: UM ESTUDO SOBRE SUA IMPLEMENTAÇÃO NO SETOR DE FUNDIÇÃO DE UMA EMPRESA METALÚRGICA. Juiz de Fora: Universidade Federal de Juiz de Fora, 2010.

ZAMBOM, J. A.; ALVARES, K. M.; LOPES, P. A. P. ESTUDO DE CASO NA ORGANIZAÇÃO DO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE UMA EMPRESA. TFC 2018 – TRABALHO FINAL DE CURSO I, p. 1–11, 2018.