

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

**MARCELO COLNAGHI RODRIGUES**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DAS LIGAS  
HIPOEUTÉTICAS DE AL-SI UTILIZADAS NO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DA  
PLACA REFORÇADORA DE SOLO**

**Porto Alegre**

**2016**

MARCELO COLNAGHI RODRIGUES

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DAS LIGAS  
HIPOEUTÉTICAS DE AL-SI UTILIZADAS NO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DA  
PLACA REFORÇADORA DE SOLO**

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Área de concentração: Processos de Fabricação, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Orientador: Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos (PPGE3M - UFRGS)

Porto Alegre

2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicenter Oppermann

Vice-Reitor: Jane Fraga Tutikian

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luiz Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-Diretor: Carla Schwengber Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Carlos Pérez Bergmann

---

Ficha Catalográfica

---

- R696c Rodrigues, Marcelo Colnaghi  
Caracterização mecânica e metalúrgica das ligas hipoeutéticas de Al-Si utilizadas no processo de fundição da placa reforçadora de solo / Marcelo Colnaghi Rodrigues. – 2017.  
80 f. : il. color.  
Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2016.  
Orientador: Vinicius Karlinski de Barcellos.
1. Ligas de alumínio-silício. 2. Propriedades mecânicas. 3. Ensaios mecânicos. I. Barcellos, Vinicius Karlinski de, orient. II. Título.

CDU: 669.71(043)

---

MARCELO COLNAGHI RODRIGUES

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DAS LIGAS HIPOEUTÉTICAS  
DE AL-SI UTILIZADAS NO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DA PLACA REFORÇADORA  
DE SOLO

Esse trabalho foi julgado adequado para a obtenção do título de mestre em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-graduação.

---

Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos (Orientador)

---

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann  
Coordenador do PPGE3M

Aprovado em: \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira (UFRGS)

Prof. Dr. Antônio Shigueaki Takimi (UFRGS)

Prof. Dr. Vinícius Martins (IFSul)

## **AGRADECIMENTOS**

Manifesto os sinceros agradecimentos as seguintes pessoas, instituições pela valiosa colaboração na execução deste trabalho:

Ao Professor Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos pela orientação, apoio e estímulo proporcionado.

Ao Professor Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira, pelas contribuições sempre oportunas e auxílio no desenvolvimento desse trabalho.

Ao Professor Dr. Francisco Jose Kiss pelo auxílio para realização do ensaio de micrografia eletrônica no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS.

Ao Arsenal de Guerra General Câmara, em especial, ao TC QEM Mec. Armt. Carlos Roberto Pacheco De Melo e ao servidor civil desenhista Atan Coutinho pelo auxílio, colaboração e motivação no decorrer da parte experimental.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS, em especial ao MSc. Régis Fabiano do Amaral, ao mestrando Willian Martins Pasini e ao bolsista do laboratório Otavio Gomes dos Reis pelas sugestões e colaboração na realização dos ensaios experimentais.

A minha esposa Mônica Aparecida Poffo, por estar presente na minha vida e pelo apoio e companheirismo.

A minha família, pelo apoio e compreensão. A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho o meu reconhecimento.

## RESUMO

O objetivo deste trabalho é realizar um estudo comparativo das propriedades mecânicas e metalúrgicas em duas peças de ligas de Al-Si produzidas por injeção sob baixa pressão. As peças estudadas referem-se às placas acessórias utilizadas para fornecer sustentação durante a entrada e saída de vaus por carros de combate do Exército Brasileiro, sendo uma nacional e a outra importada. Para a caracterização metalúrgica foram realizados ensaios metalográficos (microscopia óptica e eletrônica). Para a obtenção das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração, microdureza Vickers e impacto. Quanto aos resultados metalográficos observou-se: na peça nacional, a presença de uma estrutura predominantemente eutética com silício em forma acicular e a fase  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  com morfologia tipo escrita chinesa; na peça importada, foi identificado silício disperso com formato arredondado. A análise da porosidade por gases realizada no canal de alimentação indicou baixos índices para as duas peças. De outro modo, foi observada a presença de porosidades por contração na peça nacional. Nos resultados mecânicos, a peça importada apresentou valores significativamente superiores para a tensão de escoamento e máxima, energia de impacto e deformação. A partir dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos realizaram-se simulações no *software Solidworks*, módulo *Simulation*, para a determinação da ocorrência de falha quando utilizado por dois carros de combate: o Leopard 1A5, sobre lagartas, e o URUTU, sobre roda. As simulações indicaram falha da peça nacional pelo uso do carro sobre rodas. O resultado em peso da composição química da peça nacional revelou uma liga de alumínio com 12%Si e 0,88%Fe, enquanto a peça importada apresentou 10,38%Si, 0,294%Mg e somente 0,12%Fe. Com a análise dos resultados, conclui-se que os principais fatores da baixa durabilidade da peça nacional foram, preponderantemente, a composição química e a morfologia do silício.

Palavras-chave: Ligas Al-Si, morfologia do silício, injeção sob baixa pressão.

## ABSTRACT

The objective of this research is to perform a comparative study of the mechanical and metallurgical properties in two castings of Al-Si alloys produced by injection under low pressure. The pieces studied refer to soil reinforcing plates used as accessory plates used to provide support during the entry and exit of the Brazilian Army combat vehicles, one national and other imported. For the metallurgical characterization, metallographic analysis by electron and optical microscopy were performed and. To obtain the mechanical properties tensile tests, Vickers microhardness and impact were performed. Regarding the metallographic results, it was observed: In the national piece, the presence of a predominantly eutectic structure with needle-shaped silicon and the  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  phase with Chinese writing morphology; In the imported part, dispersed silicon with a rounded shape was identified. The gas porosity analysis performed on the feed channel indicated low indexes for the two pieces. Otherwise, the presence of porosities by contraction in the national piece was observed. In the mechanical results, the imported part presented values significantly higher for the yield stress and maximum, impact energy and deformation. From the results obtained in the mechanical tests it was able to perform simulations on the Solidworks software, Simulation mode, to determine the failures occurrence when used by two battle cars: Leopard 1A5, on caterpillars, and URUTU, on wheels. The simulations indicated failure of the national part by the use of the car on wheels. The weight result of the chemical composition of the domestic part revealed an aluminum alloy with 12% Si and 0.88% Fe, while the imported piece revealed 10.38% Si, 0.294% Mg and only 0.12% Fe. Analyzing the results, it is concluded that the main factors of the low durability of the national piece were, predominantly, the chemical composition and the morphology of the silicon.

Key words: Al-Si alloys, silicon morphology, low-pressure casting.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Viatura Cascavel imobilizada durante a realização de teste de trafegabilidade na UFSM.....	12
Figura 2 - Exemplos de utilização das placas reforçadoras (a) pelo carro de combate blindado, modelo Leopard, com peso aproximado de 40 t (b) e viatura Mercedes Benz 6x6, com peso de 7 t.....	13
Figura 3 - A apresentação da fratura da placa nacional ocorrida durante o uso no terreno.....	13
Figura 4 - Esquema de uma injetora de baixa pressão.....	17
Figura 5 - Microporosidades formadas pela interconexão das plaquetas da fase $\beta$ -Al <sub>15</sub> FeSi.....	19
Figura 6 - Peça sem solda fria (esquerda) e peça com solda fria (direita).....	20
Figura 7 - Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si; a) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipoeutética (9 %Si) 150x; b) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si eutética (12,6 %Si) 400x; c) microestrutura bruta de fusão uma liga hipereutética para 150x.....	24
Figura 8 - Amostra de Al-9%Si-0,8%Fe com 0,7% de Mn revelando a fase $\alpha$ -Al <sub>15</sub> (Fe, Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> com morfologia em escrita chinesa, ataque com NaOH 20%.....	25
Figura 9 - Identificação de precipitados de Mg <sub>2</sub> Si não solubilizado no fundido em bruto de fusão.....	26
Figura 10 - Regiões macroestruturais obtidas em seções longitudinais de fundidos.....	28
Figura 11 - Formação dendrítica na zona colunar (a) e zona equiaxial (b).....	28
Figura 12 - Eficiência de titânio e boro no refino de ligas de alumínio.....	29
Figura 13 - Microestrutura da liga Al11%Si com ataque de 1%HF, (a) bruto de fusão, 150x; (b) bruto de fusão modificado 150x.....	30
Figura 14 - Solubilidade do hidrogênio x temperatura.....	31
Figura 15 - Temperatura x tempo do tratamento térmico T6.....	33
Figura 16 - Microestrutura da liga Al7%SiMg com aumento de 750x, ataque de 1%HF, (a) bruto de fusão modificado, (b) após tratamento T6.....	35
Figura 17 - Fluxograma sintético da metodologia experimental.....	38
Figura 18 - Montagem do conjunto de peças 1 anteriormente ao teste realizado pelo corpo técnico do AGGC (a), peça 1 em corte com cotas comuns as duas peças (b).....	39
Figura 19 - Vista superior, peça 1 a), peça 2 b).....	40
Figura 20 - Vista superior, peça 1 a), peça 2 b); vista em perspectiva peça 1 c), peça 2 d).....	41
Figura 21 - Parte fixa (inferior) da matriz utilizada da peça 2, destaca-se a falta de massalotes e orifícios para saída de ar.....	42
Figura 22 - Processo de injeção sob baixa pressão empregada na produção da peça 2...	43

Figura 23 - Fluxograma do processo de fundição para de componentes de alta qualidade.....	44
Figura 24 - Região da extração dos corpos de prova.....	46
Figura 25 - Identificação das regiões de extração dos CP's utilizados para análise das porosidades.....	47
Figura 26 - Identificação das regiões de extração dos CP's utilizados para análise das macroporosidades.....	47
Figura 27 - Esquema do corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E 8M-04.....	48
Figura 28 - Corpo de prova Charpy .....	49
Figura 29 - Identador piramidal utilizado na microdureza Vickers.....	50
Figura 30 - Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell.....	51
Figura 31 - Geração de malha no software solidworks.....	53
Figura 32 - Vista inferior da placa reforçadora de solo, 1ª condição.....	53
Figura 33 - Vista inferior da placa reforçadora de solo, 2ª condição.....	54
Figura 34 - Carro de combate Leopard 1A5(a), Urutu (b).....	54
Figura 35 - Curva tensão deformação da peça 1 (a) e da peça 2 (b).....	57
Figura 36 - Micrografia realizada com um aumento de 50x, sem ataque; (a) amostra retirada da peça 1, (b) amostra retirada da peça 2.....	61
Figura 37 - Micrografia com um aumento de 200x, sem ataque; (a) amostra retirada da peça 1, (b) amostra retirada da peça 2.....	62
Figura 38 - Medida do espaçamento dendrítico secundário, imagem obtida com aumento de 50x; peça 1 (a), peça 2 (b).....	63
Figura 39 - Imagem obtida com microscópio estereoscópico ao longo da nervura com aumento de 8x; peça 1 a)A1, b)A2, c) A3; peça 2 d)B1, e)B2, f)B3.....	64
Figura 40 - Imagem sem aumento das regiões de maior módulo de resfriamento; peça 1 a)C1, c)C2; peça 2 b)D1, d)D2.....	65
Figura 41 - Esquema representativo da região de alimentação das peças 1 e 2 destacando a diferença entre os diâmetros dos tubos pescadores.....	66
Figura 42 - Imagem obtida por microscopia eletrônica da peça 2, com um aumento de 1000x.....	67
Figura 43- Imagens obtidas por microscopia eletrônica da peça 1, aumento de 200x (a); 1200x (b).....	68
Figura 44 - Simulação de carregamento realizado na peça 1, (a) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre lagarta com aplicação de pressão 2,15kgf/cm <sup>2</sup> e a respectiva distribuição tensão (b), (c) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre rodas com aplicação de pressão 4,35kgf/cm <sup>2</sup> e a respectiva distribuição tensão no modelo (d).....	69

Figura 45 - Simulação de carregamento realizado na peça 1, (a) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre lagarta com aplicação de pressão 1,35 kgf/cm <sup>2</sup> e a respectiva distribuição tensão no modelo (b), (c) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre rodas com aplicação de pressão 2,1 kgf/cm <sup>2</sup> e a respectiva distribuição tensão no modelo (d).....	70
Figura 46 - 2ª Condição, vista em perspectiva da peça 2,.....	72
Figura 47 - Vista inferior da peça 1 com pressões do solo 2,5 kgf/cm <sup>2</sup> (a) e 1,8 kgf/cm <sup>2</sup> (b).....	73

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração e medidas de dureza Vickers das ligas Al-7%Si com adições de refinador e modificadores.....	31
Tabela 2 -	Nomenclatura dos principais tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição.....	33
Tabela 3 -	Propriedades mecânicas das liga Al11Si e Al9Si0,3Mg.....	36
Tabela 4 -	Resultados dos níveis de porosidades e propriedades mecânicas x temperatura de injeção.....	45
Tabela 5 -	Parâmetros de pressão utilizados no processo da peça 2.....	45
Tabela 6 -	Composição química obtida por espectrometria de emissão óptica para as duas ligas analisadas. Os valores estão em porcentagem de peso.....	56
Tabela 7 -	Valores das tensões e alongamento obtidos experimentalmente.....	58
Tabela 8 -	Resultado da microdureza Vickers realizada na matriz de alumínio.....	59
Tabela 9 -	Resultado da dureza brinell.....	60
Tabela 10 -	Resultado do ensaio Charpy.....	60
Tabela 11 -	Resultado do espaçamento dendrítico secundário para as duas peças analisadas.....	63
Tabela 12 -	Composição química obtida por microanálise EDS-MEV das três regiões encontradas na peça 2.....	67
Tabela 13 -	Composição química obtida por microanálise EDS-MEV das duas fases encontradas na peça 1.....	68
Tabela 14 -	Pressão de contato sobre o solo para veículos de esteira e de rodas e resultado das simulações do software.....	71
Tabela 15 -	Tensão admissível em terrenos arenosos.....	72

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AA	Aluminum Association
AGGC	Arsenal de Guerra General Câmara
EDS	Sistema de Energia Dispersiva
FSP	Fundição sob Pressão
GLP	Gás liquefeito de petróleo
HV	Dureza Vickers
kgf	Quilograma-força
MEF	Método dos elementos finitos
MEM	Material de Emprego Militar
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
OM	Organização Militar
UFMS	Universidade Federal de Santa Maria
% wt	Porcentagem de Peso

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	12
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	15
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	16
3.1	CARACTERÍSTICAS DO ALUMÍNIO.....	16
3.2	FUNDIÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOB BAIXA PRESSÃO.....	16
3.3	PRINCIPAIS DEFEITOS DE FUNDIÇÃO.....	18
<b>3.3.1</b>	<b>Porosidades</b> .....	18
<b>3.3.2</b>	<b>Junta Fria</b> .....	20
<b>3.3.3</b>	<b>Vazios ou maus enchimentos</b> .....	21
3.4	INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES.....	21
3.5	LIGAS DE ALUMÍNIO-SILÍCIO.....	23
3.6	LIGAS DE ALUMÍNIO-SILÍCIO-MAGNÉSIO.....	26
3.7	SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS.....	27
<b>3.7.1</b>	<b>Refinadores</b> .....	29
<b>3.7.2</b>	<b>Modificadores de eutético</b> .....	30
<b>3.7.3</b>	<b>Desgaseificante</b> .....	31
3.8	TRATAMENTO TÉRMICO.....	32
<b>3.8.1</b>	<b>Tratamento térmico T6</b> .....	33
3.9	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	35
3.10	SIMULAÇÃO NUMÉRICA PELO MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS... ..	36
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	38
4.1	PLANEJAMENTO DOS EXPERIMENTOS.....	38
4.2	MATERIAIS.....	39
4.3	PROJETOS DE FUNDIÇÃO DAS PEÇAS.....	39
4.4	PROCESSOS DE FABRICAÇÃO POR INJEÇÃO SOB PRESSÃO.....	42
<b>4.4.1</b>	<b>Parâmetros de injeção da peça nacional</b> .....	44
4.5	EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	46
4.6	ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	47
4.7	ENSAIO DE TRAÇÃO A TEMPERATURA AMBIENTE.....	48
4.8	ENSAIO CHARPY.....	48
4.9	MICRODUREZA VICKERS.....	49
4.10	DUREZA BRINELL.....	50
4.11	CARACTERIZAÇÃO DA METALÚRGICA.....	51
4.12	SIMULAÇÃO COM DADOS EXPERIMENTAIS.....	52
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	56
5.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	56
5.2	RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	57
5.3	RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	59
5.4	RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA BRINELL.....	59
5.5	RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO.....	60
5.6	RESULTADOS DO ENSAIO MICROSCOPIA ÓPTICA.....	61
<b>5.6.1</b>	<b>Medida do espaçamento dendrítico secundário</b> .....	62
<b>5.6.2</b>	<b>Análise da porosidade</b> .....	64
5.7	RESULTADOS DO ENSAIO DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA.....	66
5.8	SIMULAÇÃO COM OS DADOS EXPERIMENTAIS.....	69
<b>5.8.1</b>	<b>Simulação na 1ª Condição</b> .....	69
<b>5.8.2</b>	<b>Simulação na 2ª Condição</b> .....	72
<b>6</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	74
<b>7</b>	<b>PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	75
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	76

## 1 INTRODUÇÃO

Este trabalho teve como objeto o estudo de duas peças de ligas de alumínio produzidas pelo processo de injeção de baixa pressão, sendo uma fabricada pelo Arsenal de Guerra General Câmara e outra adquirida no mercado externo.

O Arsenal de Guerra General Câmara é uma Organização Militar localizada no interior do Estado do Rio Grande do Sul e tem a vocação para a manutenção e produção de diversos materiais a serem utilizados pelo Exército Brasileiro, dentre esses, o objeto deste estudo, a placa reforçadora de solo.

A placa reforçadora de solo é um item utilizado por carros de combate durante a entrada e saída de vaus, e tem a finalidade de fornecer sustentação impedindo que carros de combate fiquem imobilizados em terrenos de baixa sustentação, conforme Figura 1. Atualmente, existem dois modelos em uso: uma peça que foi adquirida internacionalmente (de origem americana) e o modelo recente de fabricação nacional.

Figura 1 - Viatura Cascavel imobilizada durante a realização de teste de trafegabilidade na UFSM.



Fonte: Knob (2010)

A implementação do processo de produção da placa reforçadora nacional veio a solucionar um problema logístico, em virtude da dificuldade de aquisição das peças importadas para reposição e a demanda crescente pela substituição das peças danificadas durante o uso, fato comum durante a utilização dos carros de combate que podem chegar até 60 toneladas.

As placas reforçadoras são utilizadas em conjunto, sendo montadas dezenas de peças no terreno conforme a necessidade da área a ser coberta. Como as peças são intercambiáveis uma montagem pode conter os dois modelos de peças.

Para melhor visualização, na Figura 2, são apresentadas duas montagens das peças sobre o solo, possibilitando a passagem de carros de combate, inclusive um modelo Combate Leopard 1A5 BR, com peso de aproximadamente 42.400 kg e a viatura Mercedes-Benz transportando uma ponte Ribbon na versão de alumínio e de fabricação norte-americana (PAOLI, 2009).

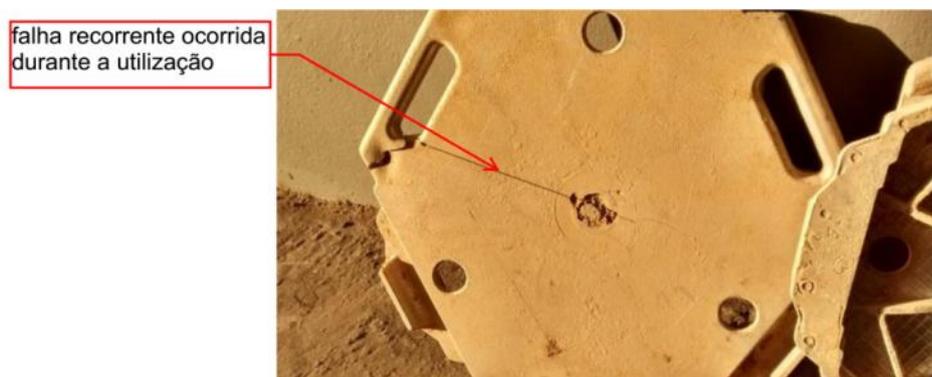
Figura 2 - Exemplos de utilização das placas reforçadoras (a) pelo carro de combate blindado, modelo Leopard, com peso aproximado de 42.400 kg (b) e viatura Mercedes Benz 6x6, com peso de 7 t.



Fonte: <<http://www.defesanet.com.br>>. Acesso em: 02 mar. 2016 (a) próprio autor(b)

A principal motivação para a definição do objeto de estudo foi a constatação da maior incidência de fraturas pelas peças fabricadas nacionalmente em relação às importadas pelas Organizações Militares usuárias. A Figura 3 apresenta um exemplo de fratura durante o uso.

Figura 3 - A apresentação da fratura da placa nacional ocorrida durante o uso no terreno.



Fonte: Arquivo pessoal

O processo de fabricação por injeção sob baixa pressão foi iniciado em meados de 2014 no AGGC, sendo totalmente conhecido e estando na fase de aprimoramento do

processo. A liga utilizada na fabricação da peça nacional é a SAE305 ou A413.0 (AA), que consiste numa liga de Al-Si hipoeutética.

De outro modo o processo de fabricação e, conseqüentemente, a liga utilizada na peça americana é desconhecida, inferiu-se, a partir da composição obtida pela análise química, que a liga usada na peça importada pertence ao sistema Al-Si-Mg. Nesse caso os parâmetros do processo são desconhecidos.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é realizar a caracterização mecânica e metalúrgica das duas placas reforçadoras, determinar a carga máxima que as peças suportam, identificar os motivos que justifiquem a diferença da durabilidade e fornecer subsídios que possam melhorar o processo de fundição na peça nacional. De forma mais específica este trabalho prioriza os seguintes itens:

1. Realizar a análise morfológica das macro e microestruturas formadas, do espaçamento dendrítico secundário e identificação das fases por microscopia óptica e eletrônica;
2. Realizar o comparativo do comportamento mecânico por meio da realização dos ensaios de tração, dureza e impacto;
3. Identificar a liga da peça importada e se foi submetida a algum tratamento térmico (T6) e/ou tratamento de banho;
4. Correlacionar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio com as microestruturas encontradas;
5. Verificar a existência de diferenças nos projetos das placas que podem influenciar na durabilidade da peça;
6. Simular o carregamento estático suportado pela peça durante a utilização por viaturas militares.

### 3 REVISÃO DE LITERATURA

#### 3.1 CARACTERÍSTICAS DO ALUMÍNIO

A utilização do alumínio pela sociedade vem aumentando de forma substancial, atualmente, consome-se cerca de treze vezes mais do que há 60 anos (OLIVEIRA; ROCHA, 2014) e juntamente com o ferro é um dos metais de maior relevância para a indústria. A grande versatilidade do uso do alumínio está relacionada com suas características físico-químicas, resistência à corrosão, alta condutibilidade elétrica e térmica e, principalmente, a sua baixa densidade (TOTTEN, 2003). Essa característica aliada ao aumento da resistência mecânica, por adição de elementos de liga e tratamentos térmicos, torna o seu campo de aplicações extremamente atraente.

O alumínio apresenta uma facilidade para a formação de ligas, assim, diversos elementos podem ser adicionados para obterem-se alterações nas propriedades, entre eles: silício e o magnésio. O silício é adicionado para elevar a fluidez do fundido, melhorando o preenchimento da matriz, e reduzindo a trinca a quente quando adicionado em teores mais elevados (HATCH, 2003). O magnésio possibilita, juntamente com o silício, a formação da fase  $Mg_2Si$ , responsável por promover o endurecimento por precipitação e, conseqüentemente, o aumento da resistência mecânica destas ligas (CACERES *et al.*, 1999). Outros elementos químicos, tais como o Mn, Zn, Sr, Ti e B são incorporados às ligas de alumínio-silício com a finalidade de melhorar a tenacidade à fratura e a resistência à corrosão, ampliando os campos de utilização dessas ligas (MALAVAZI, 2013).

As ligas de alumínio da série 3XX.X (sistema Al-Si-Mg) são as mais utilizadas na indústria militar, aeronáutica e automobilística. São também as ligas de maior importância para fundição, pois combinam os benefícios do silício com os das ligas tratáveis termicamente (KAUFMAN; ROOY, 2004).

#### 3.2 FUNDIÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOB BAIXA PRESSÃO

O processo de fundição sob baixa pressão em molde permanente é uma técnica relativamente nova de fundição, que produz peças de alta qualidade. O processo consiste na fusão, pressurização e injeção do metal para o interior de uma matriz com o formato da peça desejada, a qual deve possuir uma geometria adequada para possibilitar a extração do molde

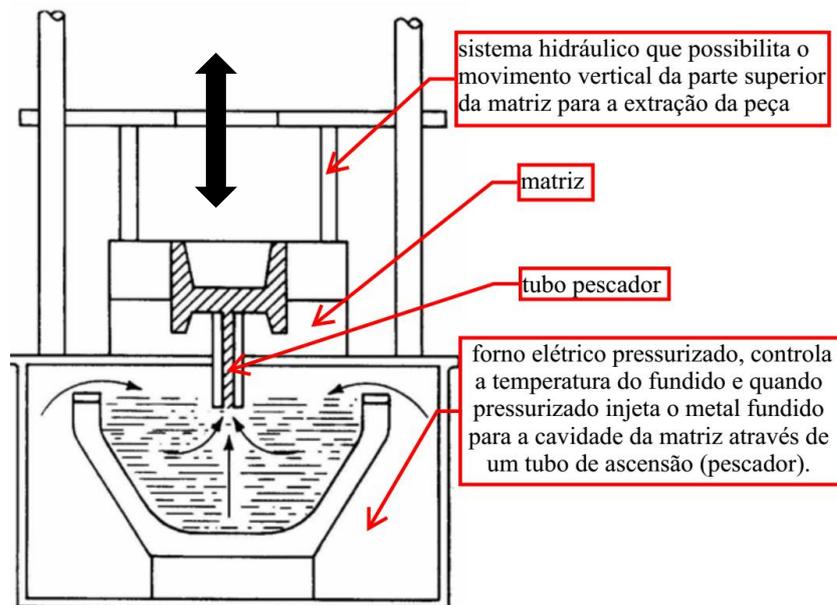
(SCHLEG; KANICKI, 2006). O processo de baixa pressão é mais comumente usado para fundir ligas de alumínio, por exemplo, rodas de automóvel (KOLOSOSKI, 2001).

Para se tornar economicamente viável, uma vez que tal processo necessita de equipamentos e ferramentas complexas, exige-se um investimento inicial relativamente elevado, este processo deve ser utilizado para a produção em grande escala.

Como diferencial, ainda, pode-se citar a elevada qualidade superficial e a alta produtividade em comparação a fundição realizada por gravidade, tanto em coquilha, como em molde de areia (SCHLEG; KANICKI, 2006).

A Figura 4 apresenta um desenho esquemático de uma injetora de baixa pressão. Durante o processo de injeção do metal líquido, ocorre a “expulsão” do ar contido no interior na matriz, por orifícios definidos durante o projeto, e o preenchimento total do interior da matriz. Um aspecto adicional é o efeito da compactação do líquido durante a solidificação, essa compactação ocasiona uma redução das porosidades, melhorando as propriedades mecânicas e tornando a peça mais densa.

Figura 4 - Esquema de uma injetora de baixa pressão.



Fonte: Moreira e Fuoco (2009).

A qualidade de uma peça fundida é definida por uma multiplicidade de variáveis, incluindo as propriedades termofísicas da liga, os parâmetros de processo (velocidade e pressão de injeção e temperatura do banho) e o projeto da peça fundida (DARGUSCH *et al.*, 2006).

Analisando o processo, o alumínio possui um baixo ponto de fusão facilitando o projeto dos moldes de injeção sob pressão, já que as solicitações térmicas são amplamente reduzidas (CONCER, 2011).

### 3.3 PRINCIPAIS DEFEITOS DE FUNDIÇÃO

Os maiores problemas de fundição das ligas de alumínio são ocasionados devidos às variáveis metalúrgicas e ao projeto de fundição (VIANA; NETO, 2013). Sendo os principais defeitos as porosidades por gases, as juntas frias, os rechupes por contração e os maus enchimentos (KAMBLE, 2016).

#### 3.3.1 Porosidades

De forma geral, pode-se referir-se a porosidades como vazios que se formam dentro das peças fundidas, provocando diminuição das propriedades mecânicas, da estanqueidade em peças hidráulicas e favorecendo a propagação de trincas.

A formação das porosidades pode ocorrer por diversos mecanismos simultaneamente, entre eles: a absorção e segregação do hidrogênio, ocasionando a porosidades por gases, e a alimentação inadequada para suprir as contrações volumétricas que ocorrem durante a solidificação (rechupes) (VIANA; NETO, 2013).

A segregação do hidrogênio ocorre em virtude da redução (por volta de 90%) da solubilidade do gás dissolvido durante a solidificação, formando bolhas que podem ficar aprisionadas. Neste caso, a porosidade tem paredes lisas e brilhosas e formato esférico, em virtude da pressão uniforme que atua sobre a bolha de gás formada dentro do metal líquido (CARLSON *et al.*, 2006).

Os rechupes ocorrem em virtude da contração do metal durante a solidificação, como já mencionado, sendo defeitos macroscópicos e formando-se nas últimas regiões das peças a se solidificarem (pontos quentes) (CAMPBELL, 2009).

De forma diferente da porosidade por gases, que toma forma esférica e superfície lisa, os rechupes ocorrem com formação bem irregular. Isto ocorre devido ao campo de tensões formadas pela contração do metal durante a sua solidificação formando estruturas dendríticas. Durante a formação deste defeito não há contato com o ar, não ocorrendo alterações na coloração do metal.

As regiões do fundido mais susceptíveis de apresentarem rechupes são as regiões de maiores módulos de resfriamento (volume/superfície de resfriamento da peça), assim, durante o projeto deve-se buscar módulos iguais ou crescentes em direção aos massalotes.

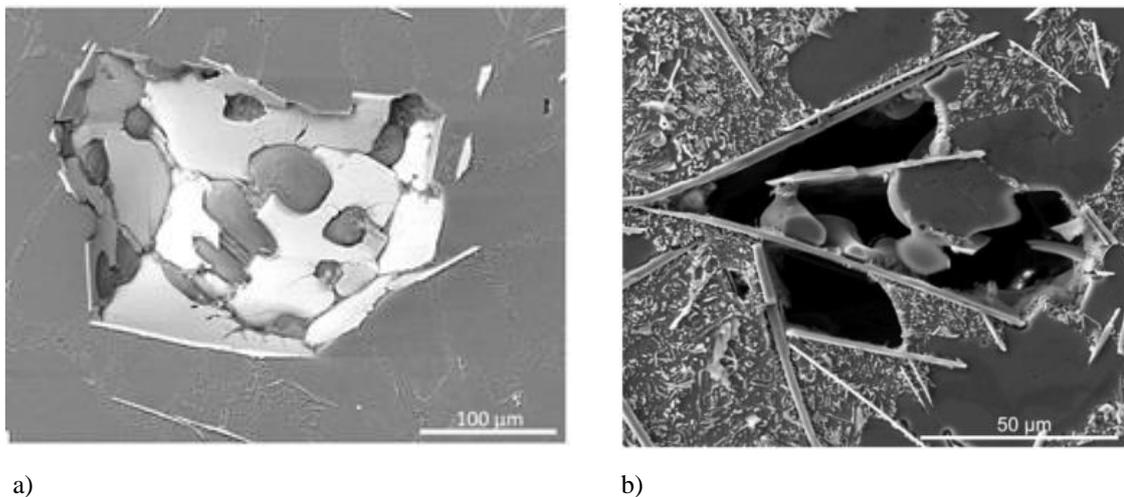
Os massalotes funcionam como uma reserva de metal para suprir as contrações da peça, sendo a última região a solidificar, o seu correto dimensionamento e posicionamento influenciam na ocorrência formação dos rechupes (KAMBLE, 2016).

Para minimização da ocorrência de rechupes pode ser aplicado um incremento na pressão de recalque, que é a pressão aplicada após o preenchimento da peça, responsável pela compactação da peça durante a solidificação (DARGUSCH *et al.*, 2006).

Ainda, pode ocorrer a alimentação inadequada nas regiões interdendríticas, em virtude da dificuldade do metal fundido penetrar nessa região. Assim, as contrações locais, quando não compensadas, podem gerar microporosidades entre os braços das dendritas.

Malavazi (2013) realizou estudos em ligas de Al-Si hipoeutéticas com a presença da impureza Fe, relacionou o aumento das microporosidades em detrimento da formação das partículas intermetálicas de  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi durante a solidificação. Na Figura 5, fica evidenciado a interrupção do fluxo de metal nas regiões interdendríticas pelas fases  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, com morfologia de plaquetas, que ficaram interconectadas, impedindo a alimentação pelo metal fundido e ocasionando as microporosidades.

Figura 5 - Microporosidades formadas pela interconexão das plaquetas da fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi.



Fonte: Malavazi (2013).

No processo de fundição por injeção os parâmetros utilizados tem influência direta na porosidade. Dargusch investigou a influência da pressão durante a solidificação no processo

de fundição sob pressão e concluiu que a porosidade diminui com o aumento da pressão e aumenta com a elevação da velocidade de injeção, em virtude da maior propensão a turbulência do escoamento do metal líquido (DARGUSCH *et al.*, 2006).

### 3.3.2 Junta Fria

A ocorrência de juntas frias está relacionada com o encontro de duas frentes de metal líquido a baixas temperaturas, não ocorrendo uma junção completa. A Junta Fria é extremamente indesejável, pois ocasiona uma diminuição de resistência e funciona como um concentrador de tensão (FERRAZ, 2013).

Na injeção sob pressão o principal parâmetro relacionado com a formação da “juntas frias” em fundidos é a velocidade de injeção do metal fundido. O uso de velocidades muito baixas na segunda fase da injeção na matriz propicia a formação de “juntas frias” e o uso de velocidades excessivas de injeção causariam porosidades devido a turbulência do metal injetado (VERRAN, 2006). Assim, os melhores resultados seriam obtidos com velocidades intermediárias de injeção.

A Figura 6 apresenta a mesma peça fundida com variações no parâmetro da velocidade de injeção e percebe-se que a solidificação ocorreu em momentos diferentes, ocasionando, também, a falta de preenchimentos (VERRAN; PATRICK; MENDES, 2006).

Figura 6 - Peça sem junta fria (esquerda) e peça com junta fria (direita).



Fonte: Verran, Patrick e Mendes (2006)

### 3.3.3 Vazios ou maus enchimentos

Este defeito ocorre quando a temperatura de vazamento não é suficientemente alta para conferir a fluidez necessária ao metal para que ele preencha todo o molde ou quando a velocidade de injeção é demasiadamente baixa (FERRAZ, 2013).

A utilização de uma liga com maior fluidez (teores de silício próximos à composição eutética), modificações nos parâmetros como temperatura ou pressão de injeção e a aplicação de lubrificantes na superfície da matriz podem vir a solucionar este problema.

Este defeito pode ser decorrente de problemas de vedação ou baixa pressão de fechamento da matriz, impossibilitando a injeção de metal fundido a altas pressões ou temperaturas.

### 3.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES

A adição de elementos de liga em alumínio tem como finalidade obter determinadas propriedades mecânicas, de acordo com a necessidade do projeto. São apresentados alguns elementos de maior importância relacionados ao estudo (HATCH, 2003):

- Antimônio: é utilizado como elemento modificador, provocando o refino de grãos, das ligas Al-Si próximo da composição eutética, este elemento é utilizado na faixa de 0,05 a 0,2 %.
- Berílio: é usado em ligas de alumínio contendo magnésio para reduzir a oxidação a temperaturas elevadas. Em ligas de alumínio-silício eutéticas modificadas, adições de berílio ajudar a reter sódio, o agente de modificação.
- Boro: é usado em alumínio e suas ligas como um refinador de grão e, também, para melhorar a condutividade elétrica do Alumínio. Como um refinador de grão durante a solidificação o boro pode ser usado sozinho, com adições na faixa 0,005 a 0,1%, ou juntamente com o Titânio na proporção de Ti para B de 5:1.

- Cálcio: é utilizado como modificador de eutético, mas é pouco usado em virtude do aumento da solubilidade de hidrogênio (formando porosidades por gases no fundido) e em Ligas Al-Mg-Si prejudica o tratamento térmico de envelhecimento.
- Cobre: é empregado para aumentar a resistência e dureza de ligas tratáveis termicamente. O cobre forma uma família de ligas de grande importância, com o teor variando de 2 a 10%, seu endurecimento máximo ocorre em ligas com 5% de Cu.
- Cromo: em ligas de alumínio influencia no processo de crescimento de grão e na recristalização durante o tratamento térmico ou trabalho a quente. Em ligas de Al-Mg-Si é elemento de liga comum, geralmente em teores até 0,35%, em teores superiores tende a formar constituintes grosseiros, principalmente com Mn, Fe e Ti.
- Ferro: é a impureza mais comum encontrada no alumínio. A solubilidade do ferro no estado sólido é muito baixa (por volta 0,04%) e, portanto, a maior parte do ferro presente na liga de alumínio forma uma segunda fase intermetálica em combinação com de alumínio. Ainda, a sua presença nas ligas de fundição de alumínio-silício é geralmente indesejável porque constitui fases grosseiras ricas em ferro que reduzem a ductilidade. A maioria dos efeitos nocivos é exercida pela fase  $Al_5FeSi$ , partículas que normalmente se formam com a morfologia de agulha e atuam como concentradores de tensão (DINNIS; TAYLOR; DAHLE, 2005). Apesar da possibilidade da formação de fases fragilizantes, no processo de fundição em matriz permanente, a presença do ferro (com teores na ordem de 0,8 a 1,2%) traz um efeito interessante para a vida útil da matriz em decorrência da diminuição da afinidade entre a peça fundida e a matriz, assim, diminui-se a aderência peça-matriz facilitando a extração do fundido e aumentando a vida útil da matriz (TAGHADDOS *et al.*, 2009).
- Magnésio: é adicionado para melhorar algumas propriedades mecânicas e acrescentar outras as ligas da série AA 3XX.X. Esse elemento aumenta significativamente a resistência e dureza do alumínio, entretanto, provoca uma redução na ductilidade (CACERES *et al.*, 1999).

- Manganês: no sistema Al-Si-Fe-Mn, a presença desse elemento possibilita uma alteração na morfologia e da composição química das agulhas de silício ( $Al_5FeSi$ ) formando a fase denominada escrita chinesa  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ , diminuindo o efeito fragilizante do ferro e aumentando a ductibilidade (NIKLAS *et al.*, 2015).
- Níquel: em Ligas de Al-Cu e Al-Si, aumenta a dureza e resistência em temperaturas elevadas e reduz o coeficiente de dilatação térmica.
- Silício: provoca a diminuição da viscosidade e, conseqüente aumento da fluidez, facilitando o processo de injeção das ligas de alumínio.
- Sódio e Estrôncio: são elementos comercialmente utilizados como efetivos modificadores do eutético, esses elementos adequadamente adicionados alteram a morfologia dessa fase, promovendo o incremento da ductibilidade.
- Titânio: é usado como refinador de grãos em peças fundidas, pode ser adicionado secundariamente e junto com o alumínio forma o  $TiAl_3$ , provocando a nucleação do alumínio primário, aumentando o número de locais de nucleação existentes e, conseqüentemente, diminuindo o tamanho de grão. Esse efeito é aumentado na presença do Boro.
- Zinco: participa do processo de envelhecimento em determinadas ligas de Alumínio.

### 3.5 LIGAS DE ALUMÍNIO-SILÍCIO

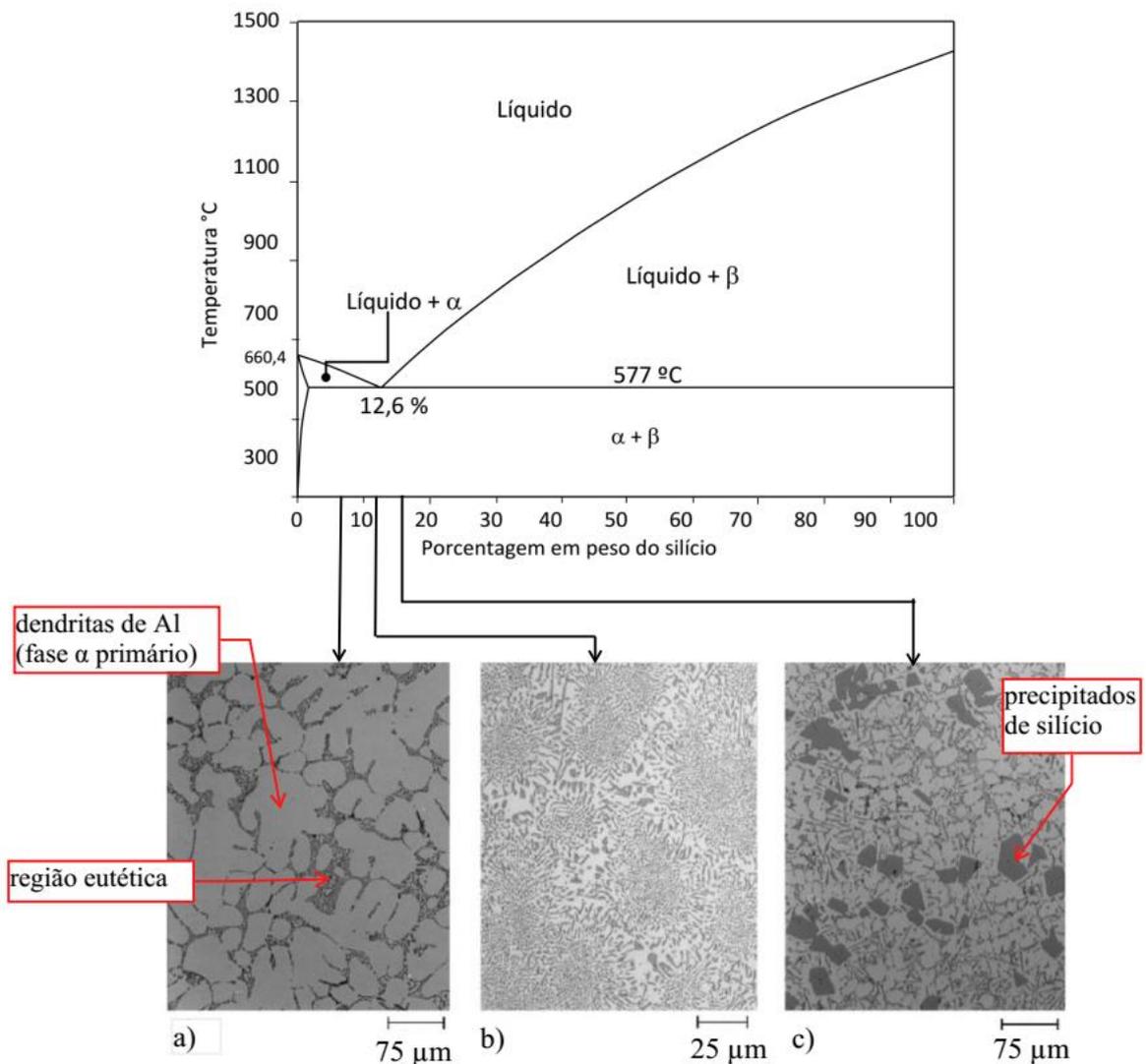
As ligas de Al-Si possuem excelentes características de fundição em virtude de sua elevada fluidez e sua relativa baixa contração, sendo usadas em fundidos não tratáveis termicamente (HACTH, 2003).

O silício propicia a redução da contração durante a solidificação, reduz a porosidade nas peças fundidas, o coeficiente de expansão térmica e melhora a soldabilidade (ZOLOTOREVSKY, 2007).

O teor de silício em ligas de alumínio comerciais está na faixa de 5 a 23%, em peso. As estruturas podem ser hipoeutéticas (4% a 9%), eutética (10% a 13%) ou hipereutética

(14% a 23%). As propriedades das ligas podem ser atribuídas às propriedades físicas individuais dos principais componentes de cada fase (alumínio em solução sólida e cristais de silício) e a fração de volume das morfologias dessas fases (WARMUZEK, 2004). A Figura 7 apresenta o diagrama de fases da liga Al-Si e as fases formadas em função da quantidade de silício presente.

Figura 7 - Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si; a) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipoeutética (9 %Si) 150x; b) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si eutética (12,6 %Si) 400x; c) microestrutura bruta de fusão uma liga hipereutética para 150x.



Fonte: Warmuzek (2004)

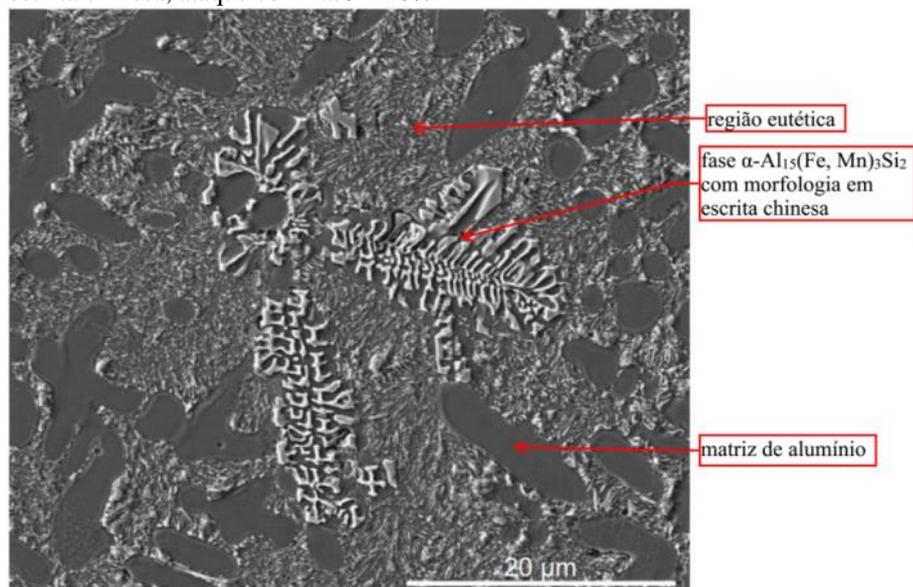
O eutético é formado a 577 °C com uma composição próxima a 12,6% de Silício. Para a temperatura eutética, as soluções sólidas de alumínio e silício contêm 1,65% silício e 0,5% alumínio, respectivamente (HACTH, 2003).

As ligas binárias Al-Si não são tratáveis termicamente, em virtude da baixa solubilidade de silício na matriz de alumínio (1,65%, máximo), não ocorrendo a formação de uma solução supersaturada e sendo a sua precipitação responsável pelo endurecimento (OLIVEIRA, 2012). Adições de magnésio melhoram a dureza e tornam as ligas endurecíveis por tratamento térmico, melhorando as propriedades mecânicas.

Para fundição sob pressão, as ligas hipoeutéticas (acima de 8% Si) são as mais utilizadas devido a maior fluidez e a menor temperatura de vazamento, essa característica é importante para a menor solitação sobre as matrizes.

As ligas de alumínio, geralmente, contêm algumas impurezas tais como Fe, Mn e Cr, que deterioram as propriedades mecânicas das peças fundidas. O Fe é uma das impurezas mais comuns que causa a formação de intermetálicos fragilizantes,  $Al_5FeSi$  com morfologia de agulha, em ligas de alumínio comerciais. A adição de manganês é a técnica empregada para evitar a formação desse intermetálico dando lugar a fase  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ , que se forma com morfologias menos danosas a fragilidade (TAGHADDOS *et al.*, 2009). A fase  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  com morfologia tipo escrita chinesa, pode ser vista na Figura 8.

Figura 8 - Amostra de Al-9%Si-0,8%Fe com 0,7% de Mn revelando a fase  $\alpha-Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  com morfologia em escrita chinesa, ataque com NaOH 20%.



Fonte: Malavazzi (2013)

### 3.6 LIGAS DE ALUMÍNIO-SILÍCIO-MAGNÉSIO

A adição de magnésio às ligas Al-Si forma um sistema importante para ser utilizado na fundição. Elas são tratáveis termicamente, conferindo-lhes excelentes propriedades mecânicas (PERES; KIMINAMI, 2005).

O tratamento térmico busca a formação da fase  $Mg_2Si$ , essa fase é responsável pelo endurecimento por precipitação destas ligas, melhorando a resistência mecânica (LIU; KANG; KIM, 1999).

A concentração de magnésio fica na faixa de 0,2% a 0,6%, e raramente excede 1%. O limite inferior é definido pela concentração mínima para que ocorra a precipitação da fase  $Mg_2Si$  (ZOLOTOREVSKY, 2007). A identificação do precipitado após tratamento térmico de solubilização magnésio é difícil uma vez que necessita a utilização de técnicas sofisticadas de microscopia eletrônica de transmissão em função de suas dimensões nano métricas (VERRAN; BATISTA, 2015).

A Figura 9 apresenta o precipitado de magnésio no fundido em bruto de fusão. Nesse estado não ocorre o endurecimento, pois o precipitado de magnésio não se encontra disperso na matriz, restringindo a movimentação das discordâncias.

Figura 9 - Identificação de precipitados de  $Mg_2Si$  não solubilizado no fundido em bruto de fusão.



Fonte: Liu *et al.* (1999)

### 3.7 SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS

Após a injeção do metal fundido no molde, uma série de eventos ocorre da solidificação até seu resfriamento à temperatura ambiente. Estes eventos influenciam significativamente o tamanho, forma, uniformidade, e composição química dos grãos formados, que por sua vez influenciam as suas propriedades gerais (GARCIA, 2001).

O processo de solidificação envolve essencialmente a nucleação (formação da primeira partícula pequena estável), o processo de aumento nos tamanhos destas partículas é chamado o crescimento do grão, além da redistribuição de soluto e transferência de calor (GARCIA, 2001).

A relação entre a velocidade de nucleação e crescimento de grão determina o tamanho do grão da peça fundida. Assim, uma alta taxa de nucleação com baixa taxa de crescimento gera uma estrutura refinada. Por outro lado, uma velocidade de nucleação baixa combinada com uma elevada taxa de crescimento gera uma estrutura grosseira (GARCIA, 2001).

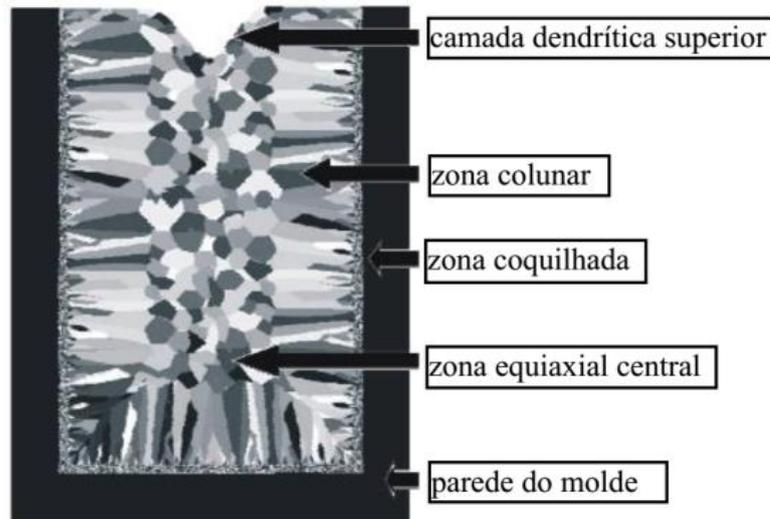
As ligas hipoeutéticas (teor de silício menor que 12,6%) são formadas por uma fase primária de alumínio com morfologia dendrítica e do eutético Al-Si. O espaçamento dendrítico possui relação inversa com a velocidade de resfriamento, assim, quanto maiores as velocidades de resfriamento menores serão os espaçamentos dendríticos (DIAS FILHO *et al.* 2015).

A nucleação de ligas hipoeutéticas inicia-se pela fase primária  $\alpha$ , sob a forma dendrítica, e, em virtude da redistribuição do soluto (Si) a fase líquida atinge a composição eutética, dando origem a fase eutética Al-Si.

A macroestrutura em fundidos apresenta, tipicamente, três regiões diferenciadas em função da morfologia dos grãos, sendo caracterizadas como zona colunar, coquilhada e equiaxial central, como mostra a Figura 10. A zona coquilhada é constituída por grãos refinados que se formam antes da zona colunar. A zona colunar é formada por grãos alongados e na região central tem-se a zona equiaxial caracterizada por uma estrutura mais homogênea, com grãos de mesmo tamanho (GARCIA, 2001).

A macroestrutura desejada é determinada em função das condições de projeto, dos esforços mecânicos a que a peça será submetida e ao custo envolvido para realização do tratamento térmico. Normalmente, busca-se a predominância de grãos equiaxiais em virtude da isotropia das propriedades mecânicas. Para a obtenção de estrutura equiaxiais deve-se impedir o crescimento colunar, que pode ser realizada pelo controle das condições de solidificação, uso de refinadores ou agitação mecânica (OSÓRIO, 2009).

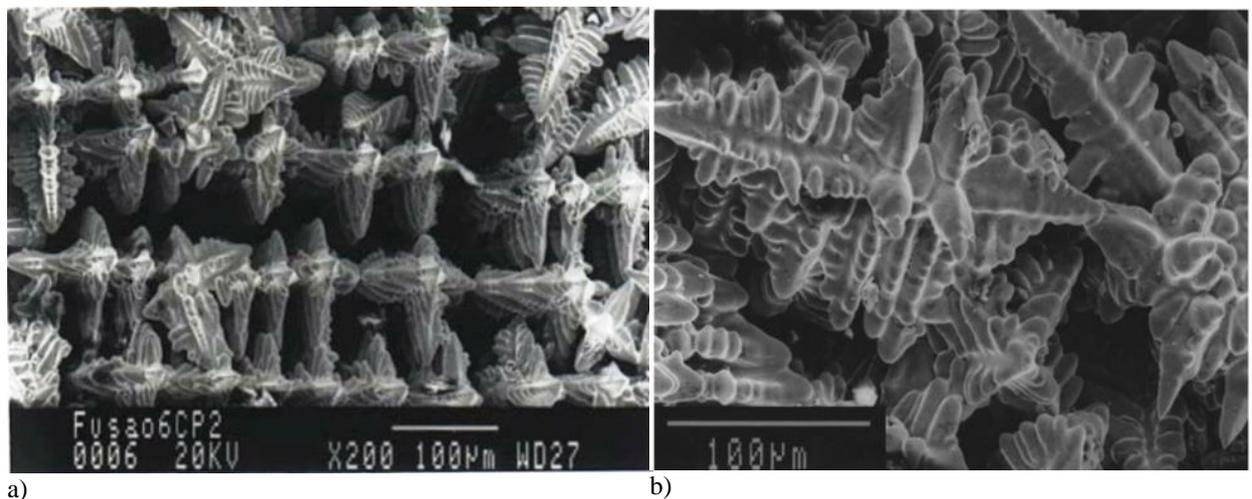
Figura 10 - Regiões macroestruturais obtidas em seções longitudinais de fundidos.



Fonte: Boeira (2002)

A Figura 11 apresenta uma micrografia obtida pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) exibindo um arranjo dendrítico nas zonas colunar e equiaxial. Percebe-se que na zona colunar (a) as dendritas primárias possuem a direções semelhantes, diferentemente das dendritas primárias da região equiaxial (b).

Figura 11 - Formação dendrítica na zona colunar (a) e zona equiaxial (b).



Fonte: Osório *et al.* (2009)

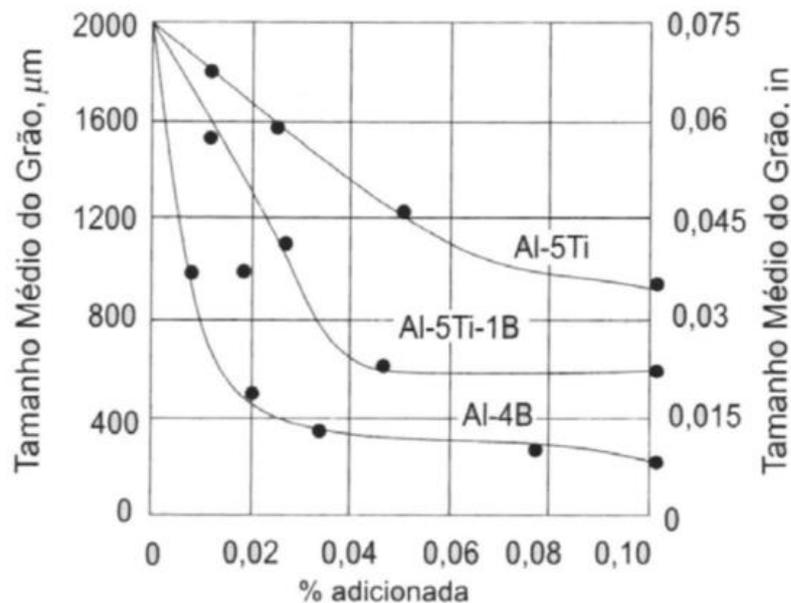
### 3.7.1 Refinadores

Em peças de grandes dimensões sujeitas a elevados tempos de solidificação e maiores tamanhos de grãos, o refino de grão de ligas de alumínio é realizado com a adição de pós à base de Al-Ti ou Al-TiB na liga fundida. A adição destes refinadores provoca a formação de partículas sólidas dispersas de  $Al_3Ti$  que atuam como núcleos para os primeiros grãos decorrentes da solidificação (MOREIRA; FUOCO, 2010).

Assim, adição de refinadores altera a relação entre as velocidades dos processos de nucleação e crescimento de grãos, possibilitando uma maior quantidade de grãos de menores tamanhos em relação ao fundido sem adição de refinadores (PERES; KIMINAMI, 2005).

A Figura 12 mostra o efeito da adição dos refinadores titânio e boro individualmente e em conjunto, pode-se verificar que os melhores resultados foram obtidos com o boro individualmente, apesar do titânio ser o elemento adotado mundialmente (GARCIA, 2001).

Figura 12 - Eficiência de titânio e boro no refino de ligas de alumínio.



Fonte: Garcia (2001)

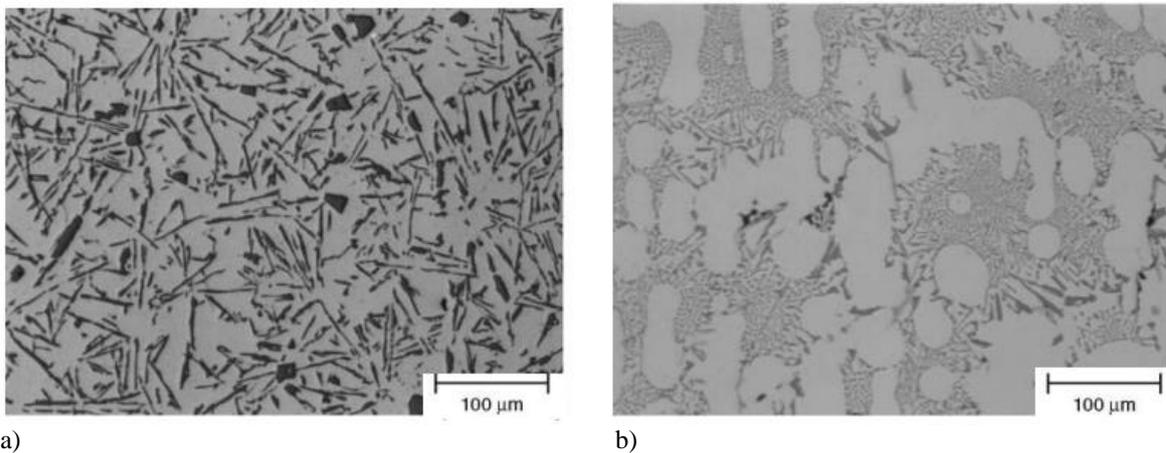
Com dendritas de menor tamanho a alimentação do metal fundido durante a solidificação é facilitada, aumentando a estanqueidade da peça em serviço, as propriedades mecânicas (limites de escoamento e de resistência) e diminuindo a ocorrência de defeitos de fundição (ALMEIDA, 2008). Por esta razão, refinamento de grão se tornou uma prática padrão de tratamento em fundições de alumínio em todo o mundo (CASARI, 2006).

### 3.7.2 Modificadores de eutético

O silício da fase eutética em peças no estado de bruto de fusão possui a morfologia grosseira com morfologia de plaquetas. O controle dessa morfologia pode ser realizado pela adição de modificadores que possibilitam a formação de grãos fibrosos finos, melhorando algumas propriedades mecânicas, tal como a ductibilidade em peças fundidas (LUDWIG *et al.*, 2014). O sódio e o estrôncio são exemplos de modificadores, que são adicionados no banho com teores inferiores a 0,1%.

A Figura 13 possibilita a verificação das diferenças entre as morfologias do silício em virtude da adição de modificadores. Observa-se na Figura a) o silício com a morfologia tipo agulhas e na b) uma morfologia esferoidizada.

Figura 13 - Microestrutura da liga Al11%Si com ataque de 1% HF, (a) bruto de fusão, 150x; (b) bruto de fusão modificado 150x.



Fonte: Warmuzek (2004)

Almeida (2008) realizou ensaios mecânicos em ligas fundidas de Al17%Si com adições de modificadores (Sr) e refinadores (Ti), obtendo melhora nas propriedades mecânicas em relação ao bruto de fusão em todos os casos. Esse aumento foi atribuído a mudança na morfologia do silício eutético, tornando-o com uma aparência menos angular e mais arredondada. A Tabela 1 apresenta os valores das propriedades mecânicas em função dos elementos adicionados durante o tratamento de banho líquido, havendo em todos os casos a adição de degaseificantes e escorificantes.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração e medidas de dureza Vickers das ligas Al-7%Si com adição de refinador e modificador.

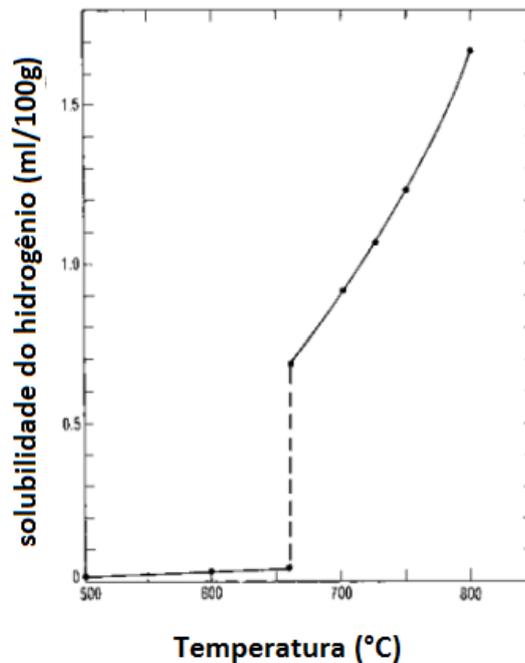
modificador/ refinador	limite de escoamento (MPa)	limite de resistência (MPa)	alongamento (%)	dureza Vickers (HV)
bruto de fusão	86,6 ± 4,3	119,6±5,8	10,8±1,1	58,3±3,2
estrôncio (modificador)	107 ± 4,4	154,5±4,1	12,1±1,7	70,7±2,6
titânio (refinador)	103,4 ± 3,3	136,5±1,7	9,4±0,8	58,2±0,3
estrôncio e titânio	102,3 ± 1,4	153,4±8,9	11,9±2,7	61,4±0,5

Fonte: Almeida (2008)

### 3.7.3 Desgaseificante

As ligas de alumínio possuem como característica a higroscopicidade, ou seja, forte tendência à absorção de gases quando no estado líquido, principalmente o hidrogênio em temperaturas elevadas, conforme Figura 14 (OLIVEIRA, 2012). Por ocasião da solidificação ocorre o decréscimo da solubilidade dos gases dissolvidos, fazendo com que ocorra a segregação desses gases para as últimas partes líquidas, nas regiões interdendríticas, ocasionando a formação de porosidades por gases (DISPINAR *et al.*, 2010).

Figura 14 - Solubilidade do hidrogênio x temperatura.



Fonte: Oliveira (2012)

Durante a fundição de ligas de Al-Si, um dos processos que propicia uma melhora nas propriedades mecânicas é o tratamento de banho, realizado após a fusão do metal. Esse processo procura promover a desgaseificação do fundido, principalmente do hidrogênio dissolvido no fundido (LIU *et al.*, 2015).

O processo pode ser realizado a vácuo pelo borbulhamento de gases inertes ou adição de pastilhas de cloro, que durante o processo promovem a aderência do hidrogênio às bolhas de gás ocasionando a sua remoção. O borbulhamento também auxilia na flotação do indesejável óxido de alumínio (resultante da exposição do alumínio líquido com o ar) (FUOCO, 2009).

Na fundição por injeção sob pressão é essencial que seja promovida a desgaseificação antes da injeção do fundido na matriz, pois como essa é vedada após a injeção os gases permanecerão aprisionados na peça (FUOCO, 2009).

Ainda, durante a solidificação da peça o hidrogênio pode formar a porosidade por gases ou permanecer em solução sobressaturada. Esse hidrogênio em solução pode precipitar para formar poros gasosos durante o tratamento térmico (como a solubilização), assim, procura-se limitar tempos e temperaturas durante o tratamento térmico para minimizar esse efeito (OLIVEIRA, 2012).

### 3.8 TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico realizado nas ligas de alumínio busca, principalmente, adequar às propriedades mecânicas às necessidades do projeto. Essa finalidade é alcançada em virtude das modificações tanto nas fases, como na proporção entre elas (ABOULKHAIR *et al.*, 2016). De forma geral, os tratamentos térmicos valem-se das variações de solubilidade em função da temperatura (TASH *et al.*, 2007).

Os processos de tratamento térmico incluem passos múltiplos de aquecimento e manutenção de temperatura com resfriamentos ou operações de têmpera intermediária controlada. A uniformidade do processo é um fator primordial para o sucesso do tratamento, o qual influenciará a homogeneidade das propriedades nas diversas seções da peça fundida, com a eliminação de distorções geométricas e redução dos níveis de tensão residual (DONOFRIO, 2013).

A nomenclatura para alguns tratamentos térmicos é apresentada na Tabela 2. A letra “T” que inicia a descrição refere-se ao tratamento térmico que visa o aumento das propriedades mecânicas, por precipitação, seguido do numeral que traz maior detalhamento do tratamento.

Tabela 2 - Nomenclatura dos principais tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição.

<b>T4</b>	solubilização e precipitação à temperatura ambiente (envelhecimento natural).
<b>T5</b>	somente envelhecido artificialmente
<b>T6</b>	solubilizado, temperado e envelhecido artificialmente
<b>T7</b>	solubilizado, temperado e super-envelhecido

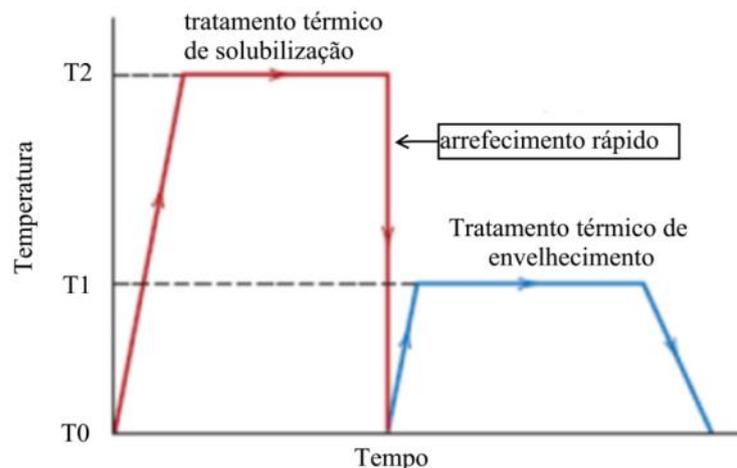
Fonte: Donofrio (2013)

O envelhecimento, etapa do tratamento que provoca a precipitação e endurecimento, pode ocorrer à temperatura ambiente espontaneamente (envelhecimento natural) ou, mais rapidamente, com o aquecimento e manutenção da peça na faixa de 150 a 250°C pelo tempo suficiente para a ocorrência da precipitação (DONOFRIO, 2013).

### 3.8.1 Tratamento térmico T6

O tratamento térmico de precipitação (T6) compreende as seguintes etapas: solubilização, têmpera e envelhecimento artificial (OLIVEIRA; ROCHA, 2014), conforme pode ser observado na Figura 15.

Figura 15 - Temperatura x tempo do tratamento térmico T6



Fonte: Callister (2014)

Inicialmente, é realizada a solubilização que é a obtenção de uma solução supersaturada através de um aquecimento acima da temperatura “*Solvus*” seguido de um rápido arrefecimento, que evita a formação dos precipitados de forma grosseira e não uniforme (HATCH, 2003).

Durante o período em que a liga é mantida entre as temperaturas “*solvus*” e “*solidus*” ocorre a solubilização dos elementos que estão presentes na liga, entre elas as fases intermetálicas, as quais formarão uma solução sólida com possibilidade de endurecimento por precipitação e a esferoidização das partículas de silício que propicia o aumento de ductibilidade em relação ao bruto de fusão (LIMA, 2012).

Lima (2012) em seu estudo sobre o tratamento térmico de solubilização na liga Al10%SiMg utilizou temperaturas na faixa de 475°C a 560°C e obteve melhores resultados com valores por volta de 515°C. A solubilização com temperaturas mais baixas não foi eficiente na alteração da morfologia das agulhas de silício e temperaturas acima desse valor ocasionaram o aumento no número de porosidades.

O tempo de solubilização deve ser suficientemente longo para dissolver as partículas de Mg<sub>2</sub>Si, formadas durante a fundição, e permitir a difusão dos elementos dissolvidos dentro da matriz de alumínio (CALLISTER, 2014).

Após a solubilização o fundido deve ser arrefecido rapidamente (têmpera) até a temperatura ambiente, sendo geralmente usada água como meio de arrefecimento. A finalidade dessa etapa é evitar a difusão dos elementos dissolvidos e a precipitação do magnésio em estado grosseiro e de equilíbrio (CALLISTER, 2014).

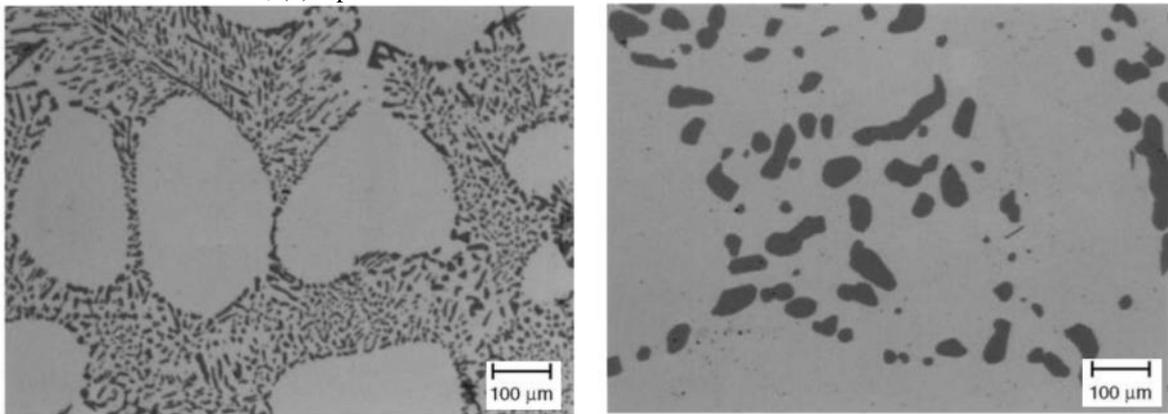
Após a têmpera, ocorre o tratamento de envelhecimento. Desta vez a peça é aquecida a uma temperatura inferior a temperatura de solubilização, conforme Figura 15, essa temperatura deve ser suficiente para possibilitar a difusão e nucleação de precipitados metaestáveis ricos em soluto. Por fim, com o arrefecimento ocorre a formação de precipitados de Mg<sub>2</sub>Si, finamente dispersos pela matriz, os quais dificultam a movimentação das discordâncias promovendo o endurecimento (CALLISTER, 2014).

Os principais fatores que alteram as propriedades mecânicas desse sistema (Al-Si-Mg) durante o tratamento térmico são os teores de magnésio e as condições de envelhecimento. (TASH *et al.*, 2007).

Adicionalmente, a morfologia do silício é afetada com o tratamento térmico T6, através do coalescimento, esferoidização e crescimento das partículas de silício eutético, resultando num formato mais arredondado e o maior tamanho das partículas na microestrutura quando comparado com o estado bruto de solidificação (OLIVEIRA; ROCHA, 2014).

A Figura 16 mostra o coalescimento do silício eutético que ocorre durante a etapa de solubilização, observa-se a diminuição do número e o aumento do tamanho dos grãos de silício na Figura b).

Figura 16 - Microestrutura da liga Al7%SiMg com aumento de 750x, ataque de 1%HF, (a) bruto de fusão modificado, (b) após tratamento T6.



a)

b)

Fonte: Warmuzek (2004)

### 3.9 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas são verificadas pelos ensaios mecânicos e referem-se a resposta do material quando sob a ação de esforços, sendo expressas em função de tensões e deformações (GARCIA, 2001).

As propriedades mecânicas são objeto de interesse de diversos grupos (produtores, consumidores, etc), conseqüentemente, faz-se necessário que exista uma padronização no emprego das técnicas de ensaio. O estabelecimento e a publicação dessas normas de padronização são estabelecidos por sociedades de profissionais, como a ASTM, a qual possui inúmeras normas relacionadas às técnicas de ensaio (CALLISTER, 2014).

A morfologia e distribuição das partículas de Si eutéticas alteram fortemente as propriedades mecânicas das ligas AlSi. 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. É possível obter melhorias significativas nas propriedades mecânicas das ligas, especialmente na ductilidade com o tratamento de solubilização, que altera a morfologia e a distribuição dessas partículas (VERRAN; BATISTA, 2015).

Na Tabela 3 são apresentados os valores das propriedades mecânicas, de ligas com composições químicas próximas a estudadas neste trabalho:

Tabela 3 - Propriedades mecânicas das liga Al11Si e Al9Si0,3Mg.

Liga	Estado	Tensão de escoamento (Mpa)	Limite de resistência a Tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)	Fonte
Al11Si	Bruto de fusão	145	300	2-3	80	Hacth, 1994
Al9Si0,3Mg	Bruto de fusão	120-150	250-290	6-11	75-100	Oliveira 2012
	T6	200-280	290-350	6-12	100 -115	

Fonte: Oliveira (2012) e Hacth (1994)

Quanto a energia de impacto, obtida pelo ensaio Charpy, encontrou-se na literatura o valor de 2,2 Joules para a liga Al12Si (GARCIA; SPIM, 2012), bruto de fusão, e a faixa de valores entre 3 e 5,9 Joules para uma liga 356 (Al7SiMg) com a utilização de refinadores (Ti) e tratamento T6 (CASARI, 2006).

Casari (2006), em seu estudo sobre o comportamento da fratura nas ligas de Al-Si, mencionou que as valores obtidos no ensaio Charpy são influenciados pela: espaçamento dendrítico secundário, tamanho de grão e morfologia do silício. Sendo a morfologia tipo placas ou agulhas as mais prejudiciais para a resistência ao impacto em virtude de formarem concentradores de tensões (ZHANG *et al.*, 2008).

Destaca-se que os valores das propriedades mecânicas mencionados na Tabela 3 são utilizados somente como referência. Tal observação deve ser feita, pois sabe-se que as condições de solidificação, utilização de refinadores e modificares alteram fortemente as propriedades mecânicas (CASARI, 2006).

### 3.10 SIMULAÇÃO NUMÉRICA PELO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

A aplicação do método dos elementos finitos consiste em um método numérico para a resolução de equações diferenciais por intermédio de aproximações. Esse método utiliza a aproximação da geometria da peça para elementos simples interligados por nós, diversos tipos de formas geométricas podem ser aplicadas conforme a geometria da peça (LOTTI *et al.*, 2006).

Para a realização da simulação pelo método dos elementos finitos são necessárias a definição das condições de entrada ou condições de contorno, tais como: cargas aplicadas, propriedades mecânicas do modelo, regiões de fixação e propriedades dos materiais.

Sumariamente, as etapas para a execução da simulação consistem (CONCER, 2011):

- Modelagem da peça num *software* de CAD;
- Geração da malha, formada por elementos como triângulos ou retângulos;
- Seleção do material e definição das propriedades físicas;
- Determinação das cargas e geometrias de aplicação sobre a peça;
- Processamento das entradas;
- Pós-processamento para visualização dos resultados (como tensões e deformações nas peças), apresentado sob a forma de um conjunto de gráficos com cores.

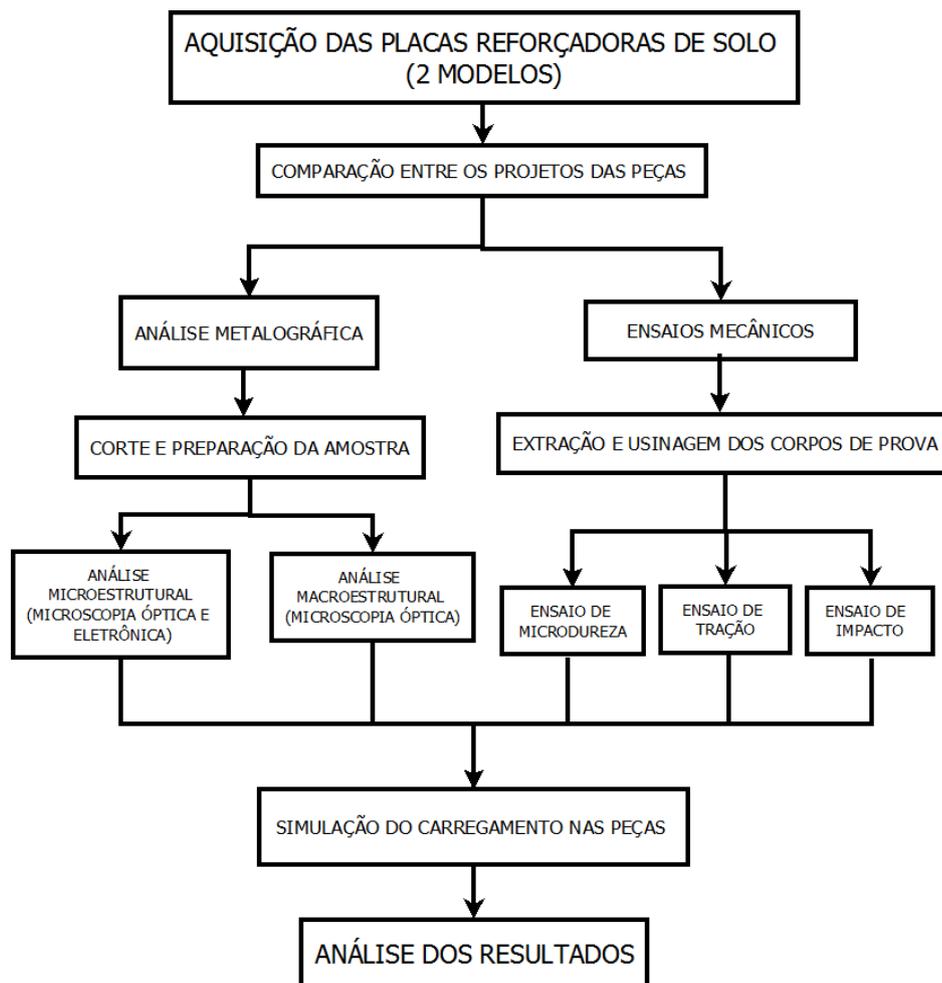
## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A partir deste ponto, com a finalidade de facilitar a identificação das peças durante as análises convencionou-se chamar a peça importada de peça 1 e a peça nacional e peça 2.

### 4.1 PLANEJAMENTO DOS EXPERIMENTOS

O planejamento de experimentos é um método para aumento de eficiência em procedimentos experimentais. Assim, busca-se minimizar o número de experimentos evitando-se repetições desnecessárias e erros contribuindo para a viabilidade econômica e prática dos experimentos (BUTTON, 2005). A Figura 17 exibe o fluxograma sintético da metodologia utilizada na parte experimental.

Figura 17 - Fluxograma sintético da metodologia experimental

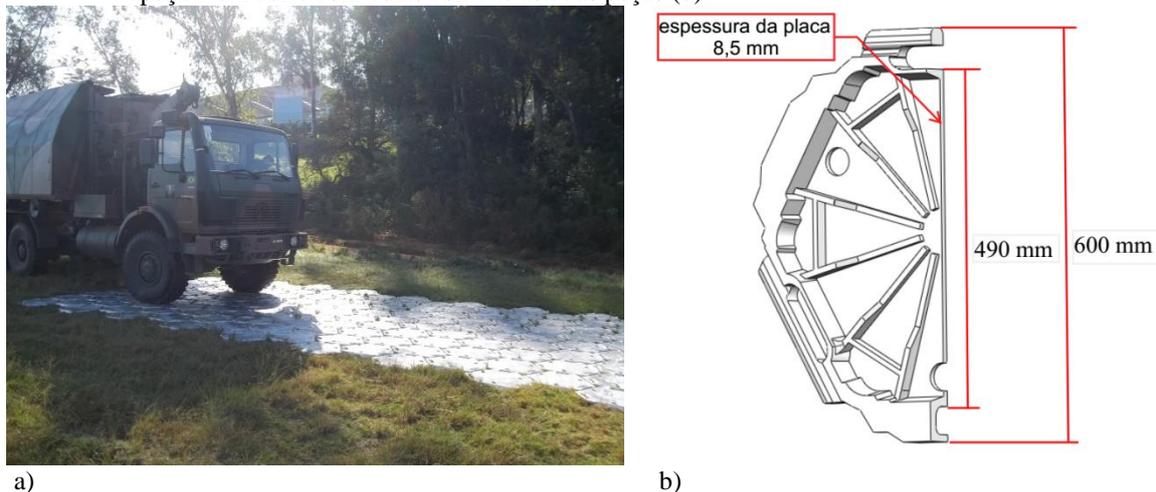


## 4.2 MATERIAIS

Os materiais utilizados para elaboração desse trabalho, conforme mencionado anteriormente, são os modelos existentes de placas reforçadoras de solo fornecidas pelo Arsenal de Guerra General Câmara. Essa OM, também, prestou apoio para confecção dos corpos de prova e forneceu os desenhos utilizados nas simulações de carregamento estático.

A Figura 18 a) apresenta a montagem de um conjunto de placas fabricadas pelo AGGC (peça 2) previamente aos testes realizados pelo corpo técnico dessa OM no ano de 2014 e b) a vista em corte da peça com a descrição de algumas cotas comuns as duas peças. As diferenças de projetos serão apresentadas posteriormente.

Figura 18 – Montagem do conjunto de peças 2 anteriormente ao teste realizado pelo corpo técnico do AGGC (a), peça 1 em corte com cotas comuns as duas peças (b).

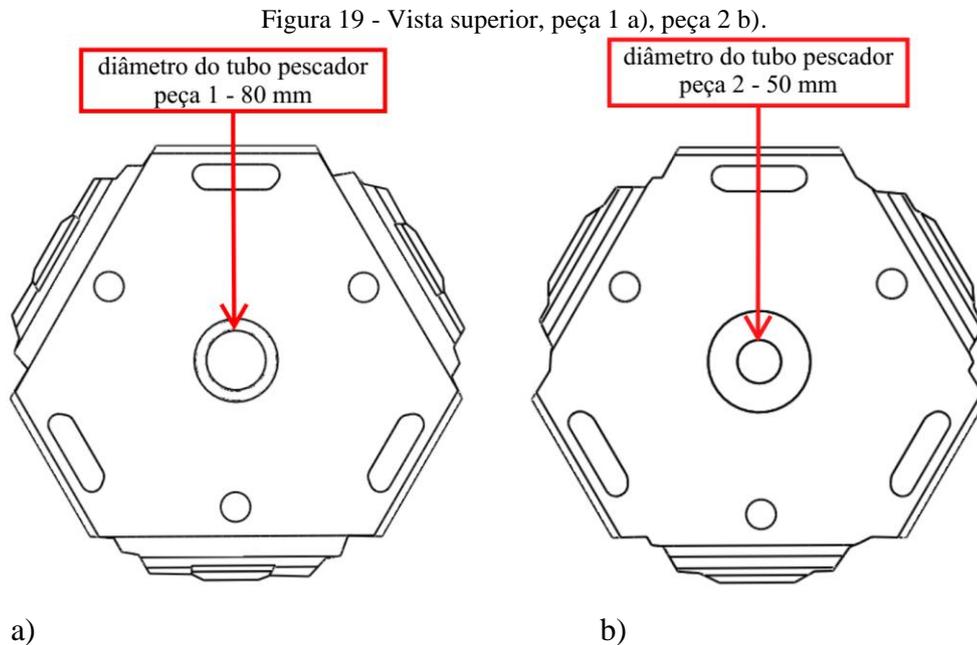


## 4.3 PROJETOS DE FUNDIÇÃO DAS PEÇAS

Campbell (2009) em seu livro elencou inúmeros princípios básicos a serem observadas no projeto de peças fundidas. Dentre eles estariam a eliminação dos cantos vivos, os quais devem ser substituídos por raios de concordância diminuindo a fragilidade da peça; a utilização das nervuras como reforço aumentando a eficiência mecânica e a atenção aos ângulos de saída, que facilitam a extração da peça.

As nervuras tem papel fundamental no desempenho mecânico e devem ser adotadas nervuras com maiores relações entre a altura e largura, em função do momento de inércia gerado e sua influência sobre a resistência a flexão (CAMPBELL, 2009).

Da vista superior das peças, na Figura 19, observou-se que os tubos pescadores, responsáveis pela injeção do metal fundido na matriz apresentaram dimensões diferentes. Na peça 1, o diâmetro do tubo pescador encontrado foi de 80 mm e na peça 2 de 50 mm.



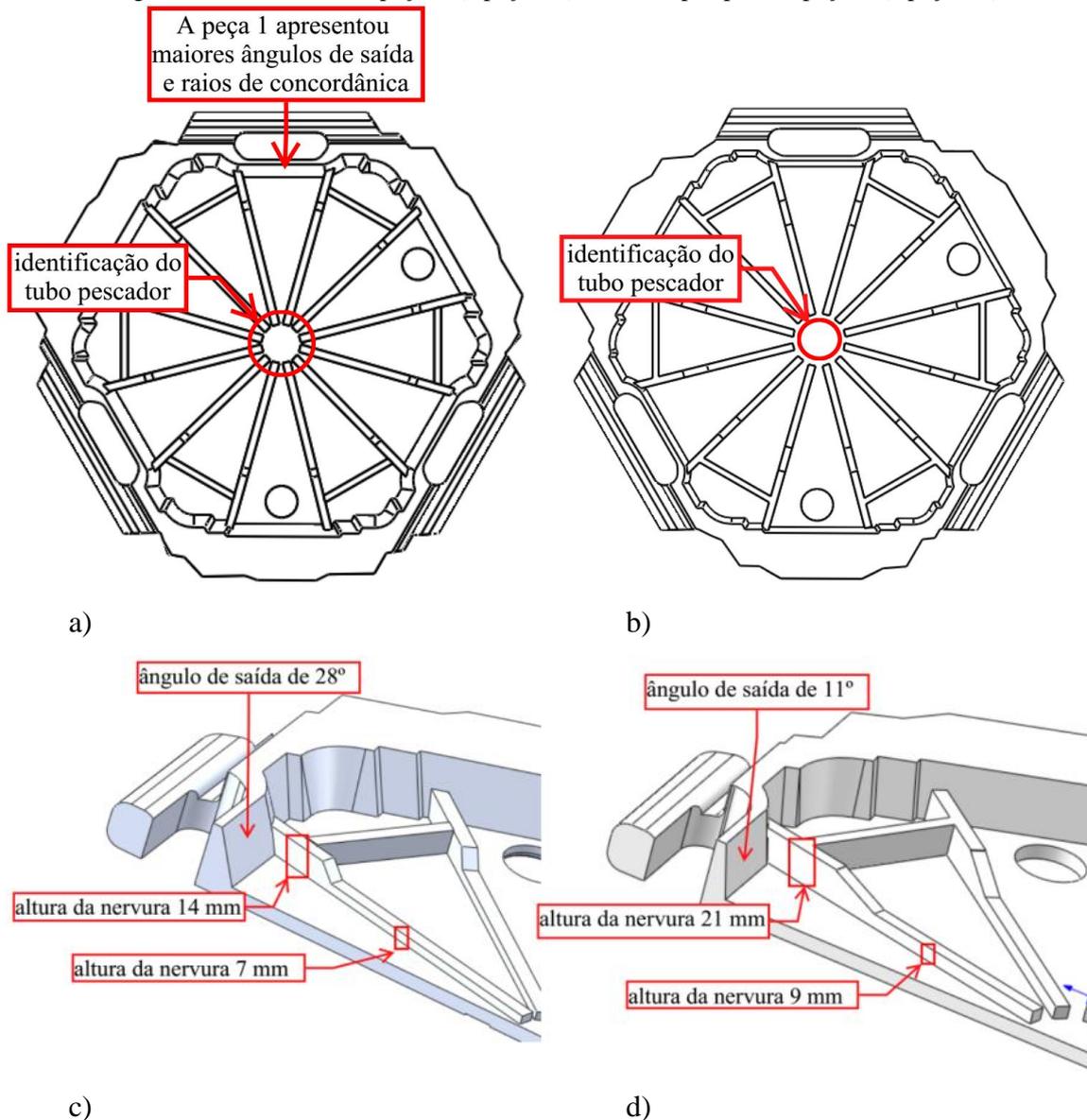
Da vista inferior das peças, na Figura 20, observa-se que a peça 1 possui um maior ângulo de saída. Na região indicada o ângulo de saída foi de aproximadamente  $28^\circ$  na peça 1 e de  $11^\circ$  na peça 2. Sabe-se que maiores ângulos de saída são desejáveis na medida em que facilitam a extração da peça fundida da matriz (CAMPBELL, 2009).

As nervuras apresentaram dimensões diferentes, a peça 1 apresentou menores valores para a altura da nervura, conforme Figura 20 c) e d). Portanto, com influência negativa na resistência a flexão.

Sobre o dimensionamento do tubo pescador, dois pontos devem ser destacados. O primeiro refere-se a velocidade de injeção, menores diâmetros do tubo pescador ocasionam maiores velocidades de injeção, podendo ocasionar escoamentos turbulentos.

Um dos princípios básicos elencados por Campbell refere-se a evitar escoamentos turbulentos no momento da injeção do metal fundido. Altas velocidades de injeção e, possivelmente, escoamentos turbulentos estão relacionados a porosidades na peça injetada (CAMPBELL, 2009).

Figura 20 - Vista inferior, peça 1 a), peça 2 b); vista em perspectiva peça 1 c), peça 2 d).



O segundo ponto refere-se ao projeto das nervuras, que durante a injeção de metal funcionam como canal de distribuição. Percebe-se na peça 1, Figura 20 a), que existe uma ligação entre as nervuras e o tubo pescador. Essa ligação facilita o escoamento do fundido pelo canal de alimentação durante o enchimento e aplicação da pressão de recalque na peça, melhorando a alimentação das regiões mais distantes do tubo pescador durante a contração de solidificação minimizando os rechupes.

Os massalotes possuem a finalidade de compensar a contração do metal durante a solidificação. Assim, a criação e o correto dimensionamento de massalotes poderia vir propiciar a diminuição de defeitos de fundição, tais como a porosidade por contração.

Em virtude da inexistência de orifícios, a saída de ar ocorre pela folga existente nos pinos extratores da parte móvel (superior) da matriz. Assim, pode ocorrer o aprisionamento de ar ao longo da cavidade do molde aumentando a incidência de porosidades (SANTOS, 2014).

Figura 21 - Parte fixa (inferior) da matriz utilizada da peça 2, destaca-se a falta de massalotes e orifícios para saída de ar.



Fonte: Arquivo próprio

#### 4.4 PROCESSO DE FABRICAÇÃO POR INJEÇÃO SOB PRESSÃO

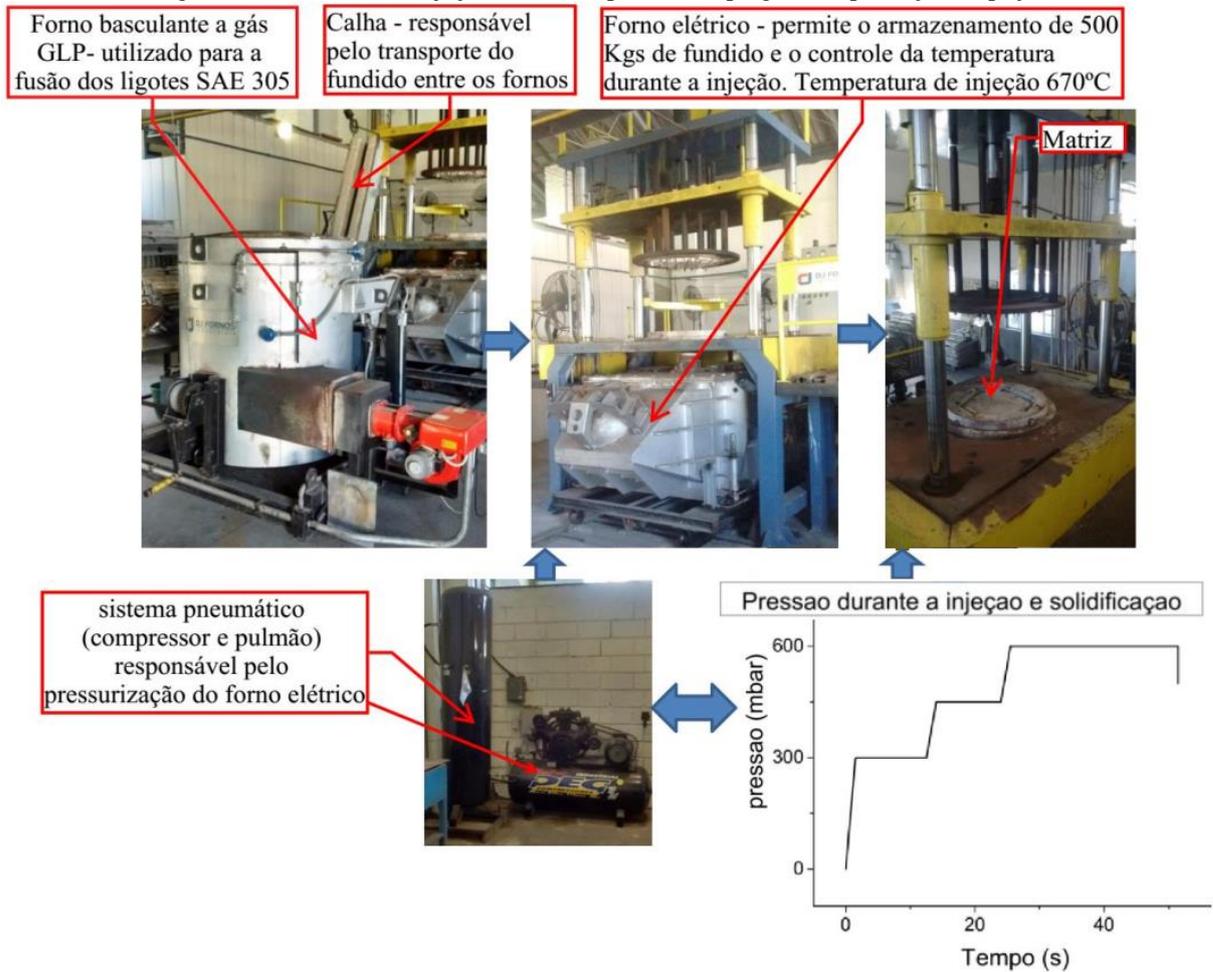
Conforme apresentado anteriormente, temos duas peças intercambiáveis, fundidas por injeção sob pressão. A peça 2 é fabricada no Arsenal de Guerra de General Câmara, sendo todo o processo conhecido, conforme apresentado na Figura 22.

O processo da peça 2 inicia-se com a fusão dos lingotes SAE 305 (Al12Si) no forno basculante aquecido a gás GLP, posteriormente a fusão, o metal fundido é vazado na calha de transporte que realiza a ligação com o forno elétrico da injetora. A capacidade dos fornos é de 500 kgs, sendo normalmente utilizada a sua capacidade plena.

O metal fundido permanece no forno por volta de 660°C, até o momento da injeção. A injeção é realizada através da pressurização do forno: a pressão atua sobre a superfície do

líquido obrigando-o a subir pelo tubo pescador (cerâmico), que fica imerso no fundido dentro do forno elétrico, em direção a matriz.

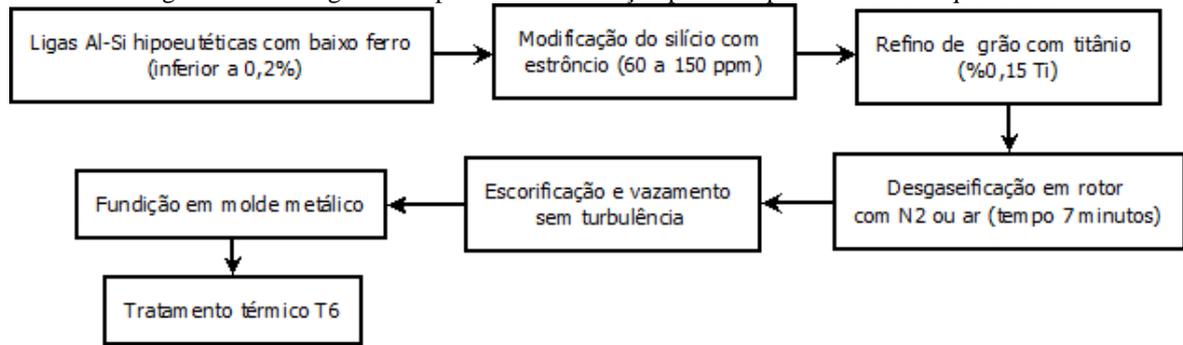
Figura 22 - Processo de injeção sob baixa pressão empregada na produção da peça 2.



Fonte: Arquivo próprio

De posse do processo apresentado na Figura 22, percebe-se que algumas etapas foram suprimidas como o tratamento de banho e térmico, ou seja, não há tratamento térmico e de banho na peça nacional. Essas etapas interferem diretamente nas propriedades do fundido (KAUFMAN; ROOY, 2004). A Figura 23 mostra um processo completo classificado como “*premium quality castings*”:

Figura 23 - Fluxograma do processo de fundição para componentes de alta qualidade.



Fonte: Fuoco (2005)

De modo contrário ao conhecimento do processo da peça 2, a peça 1 foi adquirida em licitação internacional, não sendo realizada a transferência de tecnologia. Assim, não existe nenhuma informação sobre o seu processo de fabricação.

Apesar do desconhecimento do processo de fabricação da peça 1 pode-se facilmente concluir que o processo utilizado foi, também, a injeção sob pressão em virtude:

- das marcas do extrator visíveis na peça (mostrando a utilização de uma molde permanente);
- do posicionamento do canal de injeção, no centro da peça e não nas extremidades, como nos processos de injeção por gravidade; e
- de ser o processo mais viável para atender a demanda, visto que, inicialmente, foram adquiridas milhares de placas para mobilizar todas as Organizações Militares do país.

#### 4.4.1 Parâmetros de injeção da peça nacional

Os parâmetros de injeção utilizados na peça 1 foram obtidos do Arsenal de Guerra General Câmara e fornecidos diretamente pelo chefe da seção de fundição. Alguns desses parâmetros foram determinados empiricamente pelos operadores em virtude da menor ocorrência de defeitos tais como solda fria e mau preenchimento.

A temperatura de injeção do metal utilizada na matriz é de 660°C. Esse parâmetro tem estreita ligação com as propriedades mecânicas e ocorrência de defeitos.

Santos (2014) realizou um estudo sobre a influência da temperatura de injeção nas propriedades mecânicas e ocorrência de porosidades. Obtendo como resultados: maiores índices de porosidades para maiores temperaturas e maiores índices de silício com morfologia de agulha para menores temperaturas. A Tabela 4 apresenta os resultados das porosidades e propriedades mecânicas em função da temperatura de injeção.

Tabela 4 - Resultados dos níveis de porosidades e propriedades mecânicas x temperatura de injeção.

Temperatura (°C)	Porosidades (%)	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Deformação (%)	Microdureza (HV)
579	3,15 ± 1,09	157,54	217,09	5,01	89,35 ± 4,61
589	3,83 ± 0,55	143,70	225,30	4,51	88,78 ± 4,71
643	4,72 ± 1,45	141,97	235,71	4,32	90,15 ± 7,92
709	4,92 ± 0,97	148,21	244,40	4,35	93,60 ± 3,58

Fonte: Santos (2014)

Os resultados supramencionados apontam a predominância do efeito fragilizante das agulhas de silício nas propriedades mecânicas (tensão de ruptura). Assim, na temperatura de 579°C, apesar da menor incidência de porosidades observou-se, também, a menor tensão de ruptura em virtude da maior presença do silício com morfologia de agulhas.

Dargusch *et al.* (2006) realizou um estudo similar do índice de porosidade em função da velocidade de injeção em duas condições, injeção de baixa e alta pressão.

Os menores índices de porosidades foram obtidos com a utilização de valores menos elevados de pressão, porém, a aplicação de valores muito baixos pode causar a falta de preenchimento da peça.

A Tabela 5 exhibe os valores de pressão utilizados no processo de fundição da peça 2.

Tabela 5 - Parâmetros de pressão utilizados no processo da peça 2.

Estágio	Pressão (mbar)	tempo (s)	finalidade
1°	300	10	enchimento do tudo pescador
2°	450	10	enchimento da matriz
3°	600	25	pressão de recalque

Fonte: AGGC

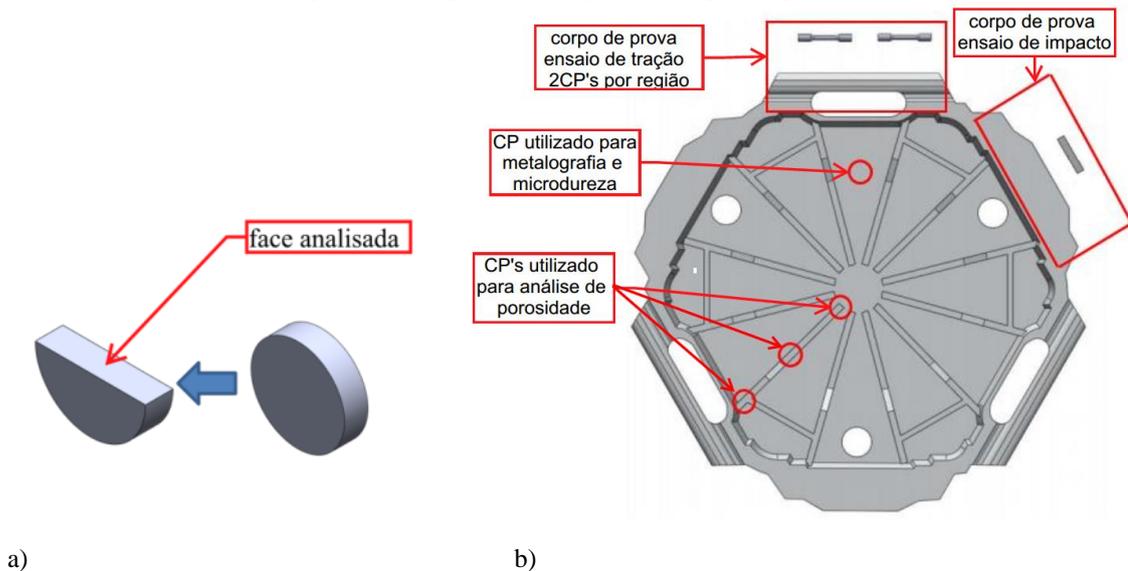
Ainda sobre os parâmetros do processo da peça 2, existe a realização do pré-aquecimento com maçarico antes do início do 1ª injeção, busca-se a temperatura de 300°C nas paredes internas do molde, esse controle é feito manualmente pelo operador com o auxílio do termômetro digital infravermelho.

O tempo total do processo é de 150 segundos, tempo entre o término da aplicação da pressão de recalque e abertura da matriz.

#### 4.5 EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Na Figura 24 são apresentadas as regiões das extrações dos corpos de prova para os ensaios: tração, impacto, microdureza e metalografia.

Figura 24 – Região da extração dos corpos de prova.



Fonte: Arquivo próprio

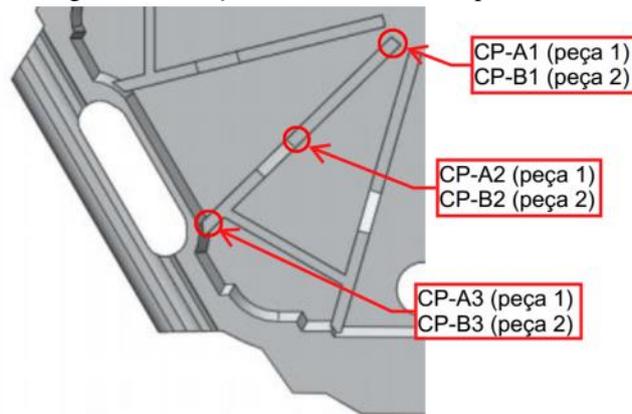
Conforme apresentado na Figura 24 b), a extração dos corpos de prova para os ensaios de impacto e tração ocorreu nos encaixes, que são responsáveis pelo acoplamento das placas e possuem maiores espessuras. Essa escolha foi determinada pelas dimensões da peça, sendo extraídos 6 CP's para o ensaio de tração e 3 CP's para o ensaio de impacto. Ainda, a peça possui simetria radial, logo é razoável presumir-se que todos os corpos de prova estariam sujeitos às mesmas condições de solidificação.

Para a análise da composição química, ensaio de dureza e metalografia optou-se pela retirada dos corpos de prova da região central da placa, com formato cilíndrico. Todos os corpos de prova cilíndricos tiveram a face analisada conforme a Figura 24 a).

Ainda, foram extraídos 3 corpos de prova ao longo das nervuras para a verificação da existência de defeitos, principalmente porosidades. Os corpos de prova foram nomeados da parte mais interna para a externa, conforme Figura 25.

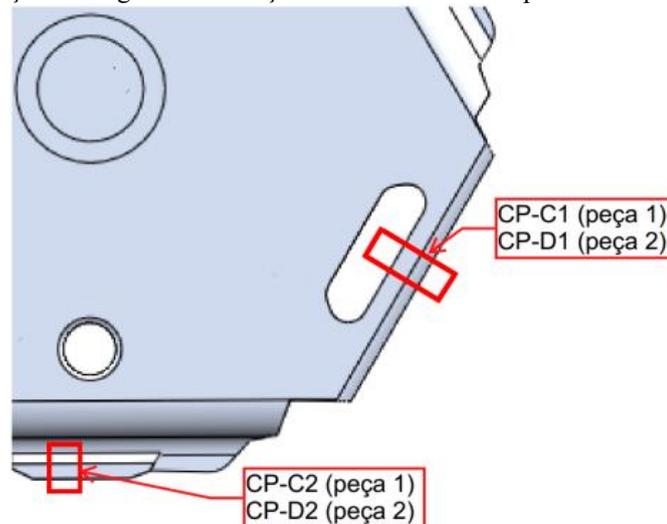
Para essa análise realizou-se a análise metalográfica óptica com auxílio do microscópio estereoscópico da marca Leica, com o menor aumento (8x) para a captação da imagem.

Figura 25 - Identificação das regiões de extração dos CP's utilizados para análise das porosidades.



Realizou-se uma segunda análise buscando principalmente a verificação de macroporosidades por contração, a partir da inspeção visual nas regiões com aparente maior módulo de resfriamento (razão entre o volume e superfície de resfriamento), conforme as duas regiões indicadas na Figura 26.

Figura 26 - Identificação das regiões de extração dos CP's utilizados para análise das macroporosidades.



#### 4.6 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise da composição da liga da peça 1 e 2 foi realizada no espectômetro de emissão óptica da marca Bruker modelo Q2ION, no laboratório de Fundição da UFRGS.

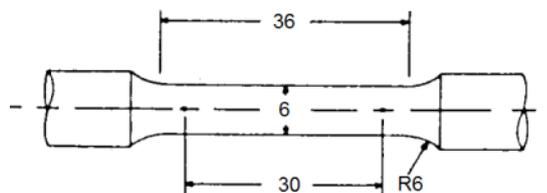
#### 4.7 ENSAIO DE TRAÇÃO A TEMPERATURA AMBIENTE

O equipamento utilizado para o ensaio de tração foi o EMIC DL-500B com capacidade de 2000 kgf, faixa de velocidade 0,02 a 500 mm/min. O sistema possui um transdutor, que mede o deslocamento instantâneo, e uma célula de carga, que controla a carga aplicada ao corpo de prova. Essas informações são armazenadas e processadas pelo TESC (programa de automação de ensaio) instalado no computador acoplado ao equipamento.

Os resultados dos ensaios foram processados com o uso do *software* gráfico para análise de dados e estatística, dando origem as curvas de tensãoxdeformação apresentadas no tópico referentes aos resultados.

Por fim, como não se utilizou extensômetros durante os ensaios, as medições das tensões apresentadas referem-se a tensões de engenharia. Para a confecção dos corpos de prova do ensaio de tração utilizou-se o previsto norma ASTM E 8M-04, conforme Figura 27.

Figura 27 - Esquema do corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E 8M-04.



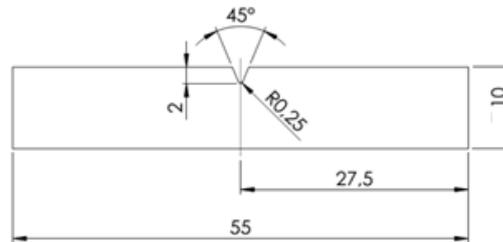
Fonte: Norma ASTM E 8M-04

#### 4.8 ENSAIO DE IMPACTO

O ensaio de impacto Charpy tem por finalidade a caracterização do comportamento à fratura frágil de materiais. Apesar de não simular em condições de utilização, os resultados dos ensaios de impacto têm grande utilidade para estudos comparativos, nas quais as condições são mantidas para todos os ensaios (HAAG; FABRICIO; REGULY, 2013). Assim, como um dos objetivos deste trabalho é a comparação entre as duas ligas esse ensaio torna-se interessante.

O ensaio utilizou corpos de prova padrão do tipo A (entalhe em V), conforme previsto na norma ASTM E23-01 para ligas fundidas. As dimensões padrões são 10x10x50mm com a presença de um entalhe de 45° e 2 mm de profundidade, cujo raio da raiz é de 0,25mm, conforme mostrado na Figura 28.

Figura 28 – Corpo de prova Charpy.



Fonte: Norma ASTM E23-01

Diversas variáveis devem ser controladas para que o resultado final não seja prejudicado, parâmetros como controle dimensional do corpo, acabamento superficial e dimensões do entalhe tem grande importância para o ensaio (HAAG; FABRICIO; REGULY, 2013).

O equipamento utilizado para o ensaio impacto foi da marca Wolpert, que já fornece os resultados em Joules, sendo o valor da energia absorvida pelo impacto calculada pela subtração entre a energia inicial e final do pêndulo.

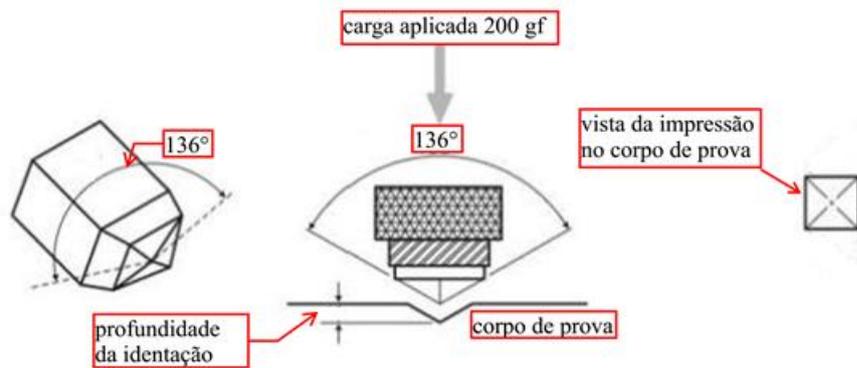
#### 4.9 MICRODUREZA VICKERS

Após a preparação, lixamento e polimento as amostras foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers. Este ensaio foi realizado utilizando-se um microdurômetro automático digital da marca Insize, modelo ISH-TDV2000.

Essa análise utiliza o penetrador piramidal com ângulo de abertura de 136°, conforme Figura 29, sendo aplicada uma carga de 200 gf por um período de tempo de 20 segundos. Para cada corpo de prova de dureza foram realizados 8 medições na matriz de alumínio. Apesar do tamanho do grão permitir a medição e microdureza, a carga aplicada pelo indentador ocasionava fraturas no grão de silício distorcendo a medição, assim, as medições restringiram-se a matriz de alumínio.

A comparação dos resultados obtidos na microdureza da matriz de alumínio é interessante para o trabalho, pois pode indicar a existência do magnésio precipitado na matriz proveniente da realização de tratamento térmico na peça 1.

Figura 29 - Identador piramidal utilizado na microdureza Vickers.



Fonte: Adaptado de Garcia (2012)

Os valores das microdurezas foram informados diretamente pelo equipamento, não sendo necessárias medições das diagonais e cálculos das respectivas durezas.

#### 4.10 DUREZA BRINELL

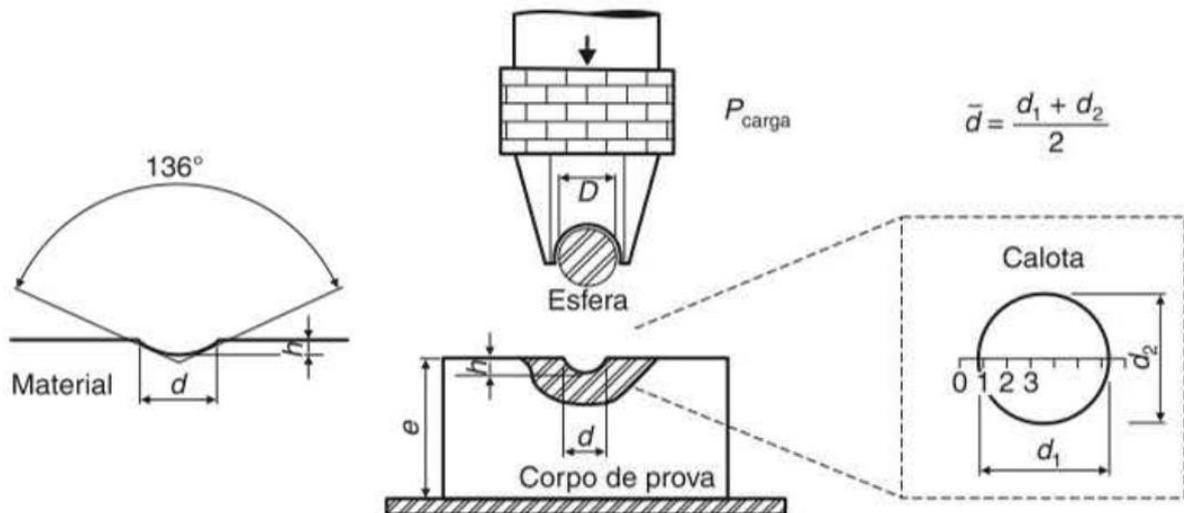
Mantendo a mesma preparação realizada para o ensaio de microdureza Vickers, realizou-se o ensaio de dureza Brinell. Este ensaio foi realizado utilizando-se um durômetro da marca WOLPERT, modelo D-6700.

Os ensaios foram realizados utilizando-se o indentador esférico de 2,5 mm com a aplicação da força de 62,5 Kgf, por 15 segundos.

Para a obtenção do valor de dureza Brinell (HB) recorre-se à Equação 1, com as dimensões em mm e a carga em kgf.

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1)$$

Figura 30 – Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell.



Fonte: Garcia (2012)

#### 4.11 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

Após corte, embutimento e identificação dos CP's, a superfície de cada amostra foi preparada utilizando-se lixas com granulometria de 120 até 1200# e polidas com o auxílio da politriz metalográfica com suspensão de alumina de 1  $\mu\text{m}$ .

As análises foram realizadas com e sem ataque metalográfico. Na metalografia com ataque dois reagentes foram utilizados: água régia, solução de  $\text{HNO}_3$  e  $\text{HCl}$  [1:3] diluído em água destilada, com o objetivo da revelação da macroestrutura e ácido fluorídrico em concentração de 0,5%, diluído em água destilada, com o objetivo da revelação da microestrutura de fases.

Durante o ataque, as amostras foram expostas aos reagentes por 5, 10 e 30 segundos; após cada ataque a amostra era limpa com álcool 90%, seca com algodão e analisada no microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX60M, o qual possui uma câmera com alta resolução ligada ao computador via cabo USB para a captura das imagens. Para menores aumentos utilizou-se o microscópio estereoscópico da marca Leica, modelo EZ4 HD (até 35x).

Para a análise das imagens (espaçamento interdendrítico) foi utilizado o programa *Ominet System Information*, que possibilita as medições manualmente, com o auxílio de projeção de uma grade para facilitar o método da contagem manual, ou um com a utilização

de rotinas existentes ou criadas, que analisam as imagens e fornecem um relatório com os resultados.

As análises são realizadas por intermédio de rotinas, que consistem numa série de comandos que podem ser processadas sequencialmente sobre a imagem e fornecem um relatório com os resultados. Nesse trabalho foi utilizada a rotina para a determinação do espaçamento dendrítico secundário.

A metalografia óptica realizada com ataque não foi conclusiva na revelação das fases, uma vez que o ataque agiu sobre toda a amostra, não diferenciando possíveis fases presentes na amostra. Logo, foi-se necessária à realização da microscopia eletrônica para a identificação das fases, principalmente os precipitados. Foram utilizados os mesmos corpos de prova não sendo exposto a nenhum reagente.

Para a análise microscopia eletrônica foi utilizado o MEV Zeiss EVO MA10, que é um microscópio de varredura que opera em tensões até 30kV, localizado no Centro de Microscopia e Microanálise da UFRGS.

#### 4.12 SIMULAÇÃO COM OS DADOS EXPERIMENTAIS

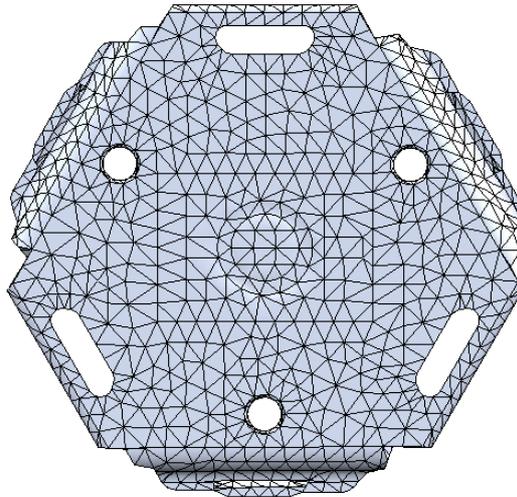
De posse dos resultados dos ensaios mecânicos e com a finalidade da determinação das cargas que cada peça pode suportar em uso, com o auxílio do *software SOLIDWORKS* 2014, realizou-se simulações de carregamentos (análise estática) até o limite elástico da peça.

Esse *software* utiliza o método dos elementos finitos (MEF), realizando a aproximação numérica para a resolução de equações diferenciais por integração. Tal método é aplicado, inicialmente, a partir da divisão de um sistema ou conjunto em partes discretas menores (discretização do modelo pela geração das malhas), sendo essa a 1ª etapa do processo. Posteriormente, as equações diferenciais são resolvidas, a partir de rotinas numéricas. A Figura 31 ilustra a geração de malha na peça 2.

A 2ª etapa consiste na definição das condições de contorno, ou seja, devem ser determinados os apoios aos quais a peça está submetida e distribuição das cargas. Utilizou-se nessa etapa duas condições a que a peça normalmente está submetida quando empregada no terreno.

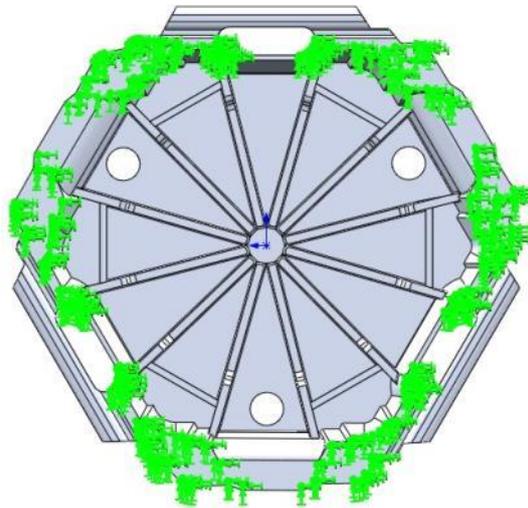
A primeira condição, mais crítica, reflete a utilização em terrenos mais rígidos que possibilitam maiores sustentações, assim, a peça não se “acomoda” no terreno e fica exposta a maiores esforços de flexão durante a passagem das viaturas militares. É nesse caso o maior índice de falhas, conforme relato pela OM's usuárias.

Figura 31 - Geração de malha no software *Solidworks*.



Conforme observado na Figura 32, a região na cor verde é a face que entra em contato com o solo fixando-a. Nessa condição a parte interna (maior área) mantém-se suspensa.

Figura 32 - Vista inferior da placa reforçadora de solo, 1ª condição.



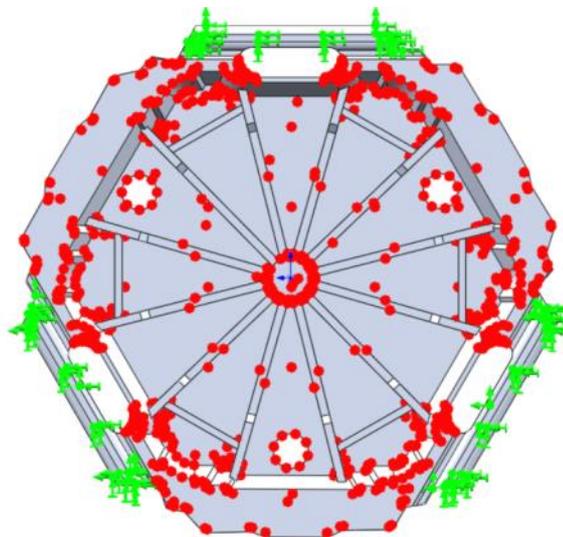
Nas simulações em que houve falha na 1ª condição de teste, realizou-se a 2ª simulação, sendo essa uma condição menos severa de utilização.

Nesse caso, foi considerado terrenos de menores sustentações, possibilitando o “assentamento” da placa no solo. Assim, o terreno aplica uma força compressiva sobre toda a placa em contato com o terreno, ocasionando uma diminuição do esforço a flexão suportada pelas peças.

Observa-se na Figura 33, que as setas em vermelha indicam a aplicação de pressão compressiva sobre a placa, essa pressão é variável em função das condições do terreno e os valores foram obtidos da literatura.

Ainda, nessa condição os engates localizados ao redor da peça têm papel fundamental na manutenção da montagem, evitando que as peças desloquem-se durante o uso e fixando-a após a deformação inicial do solo. As forças que atuam sobre os engates estão na cor verde, conforme pode ser visto na Figura 33.

Figura 33 - Vista inferior da placa reforçadora de solo, 2ª condição.



A 3ª etapa consiste na definição do carregamento a que a peça será exposta. Nessa etapa utilizou-se como referência a viatura Leopard 1A5, sobre lagarta, e a viatura Urutu, sobre rodas, conforme Figura 34.

Figura 34 - Carro de combate Leoprad 1A5(a), Urutu (b).



a)



b)

Fonte: <http://www.defesanet> (a); Knob 2010 (b)

A escolha do Leopard foi motivada pela grande quantidade de carros existentes no Exército Brasileiro, número superior a 300 carros. A viatura Urutu foi selecionada em função da disponibilidade, em outros trabalhos acadêmicos, dos valores pressão e área de contato do pneu com o solo.

A lagarta do carro de combate Leopard 1A5 possui largura total de 550 mm. Como se observa na Figura 34 a), o contato com o solo é realizado pelos patins de borracha e tem dimensão inferior a dimensão total da lagarta. Assim, definiu-se a largura de contato com o terreno de 400mm.

A viatura Urutu, de fabricação nacional pela extinta Engesa, utiliza o pneu 12.00R20, com largura de 230 mm e raio e 538 mm (KNOB, 2010). Nesse caso, para a viatura sobre rodas, a estimativa sobre área de contato e pressão sobre o solo torna-se mais complexa, levando a desconsiderar fatores como a pressão interna e deformação dos pneus, situação do carro (carregado ou descarregado).

Segundo Inns e Kilgour (1978), citado por Knob (KNOB, 2010), a área de contato pneu-solo pode ser estimada de forma simplificada considerando-se apenas as dimensões dos pneus, conforme Equação 2, em que A é a área; L é a largura da banda do pneu (230 mm); e D é o diâmetro externo da roda (1077 mm).

$$A = 0,27 \times L \times D \quad (2)$$

Obtendo-se o valor aproximado de 669 cm<sup>2</sup>, aproximando-se, novamente, para uma área de contato retangular de 230x290mm.

Assim, tem-se que todas as condições necessárias para a simulação estão definidas, sendo as propriedades mecânicas determinadas durante a realização dos ensaios mecânicos (módulo de elasticidade e limite elástico).

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Conforme descrito no planejamento do experimento, primeiramente realizou-se a caracterização mecânica, a partir da análise da composição química dos ensaios de tração, dureza e impacto e caracterização metalúrgica, com as análises óptica e eletrônica. Posteriormente, com os dados levantados experimentalmente simulou-se, no programa *Solidworks* módulo *Simulation*, a carga máxima suportada pela peça em terrenos que oferecem maiores e menores sustentações, conforme detalhado no tópico 5.7.

Todos os ensaios foram realizados nos corpos de prova de ambas as peças, possibilitando que fosse realizada a comparação das propriedades analisadas. Ainda, pode-se dizer que os ensaios foram bastante abrangentes, na medida em que cobriram uma boa gama das propriedades permitindo que subsidiassem conclusões mais seguras.

### 5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A Tabela 6 apresenta a composição química obtida por espectrometria de emissão óptica. De posse dos resultados realizou-se a comparação com a norma, *Aluminium Association*, e definiu-se a liga AA 365.0 equivalente a peça 1.

Tabela 6 - Composição química obtida por espectrometria de emissão óptica para as duas ligas analisadas. Os valores encontram-se em porcentagem de peso.

Elemento químico	peça 1		peça 2	
	Resultado da análise	Norma AA 365.0 (equivalente)	Resultado da análise	Norma AA (A413.0)
	%	%	%	%
Al	89	-	85,34	-
Si	10,4	9,5-11,5	11,94	11-13
Fe	0,1285	0,15 (limite)	0,8895	1,3 (limite)
Cu	0,0026	0,03 (limite)	0,9955	1 (limite)
Mn	0,0174	0,5-0,8	0,2525	0,35 (limite)
Mg	0,2455	0,1-0,5	0,016	0,1 (limite)
Ni	0,0027	-	0,0482	0,5 (limite)
Zn	0,0088	0,07 (limite)	0,3485	0,5 (limite)
Ti	0,0909	0,04-0,15	0,0324	-
B	0,0012	-	0,0012	-
Na	0,0078	-	0,0042	-
Sn	0,0078	0,03 (limite)	0,0114	0,15 (limite)
Elementos residuais	0,092	0,01 (limite)	0,087905	0,25

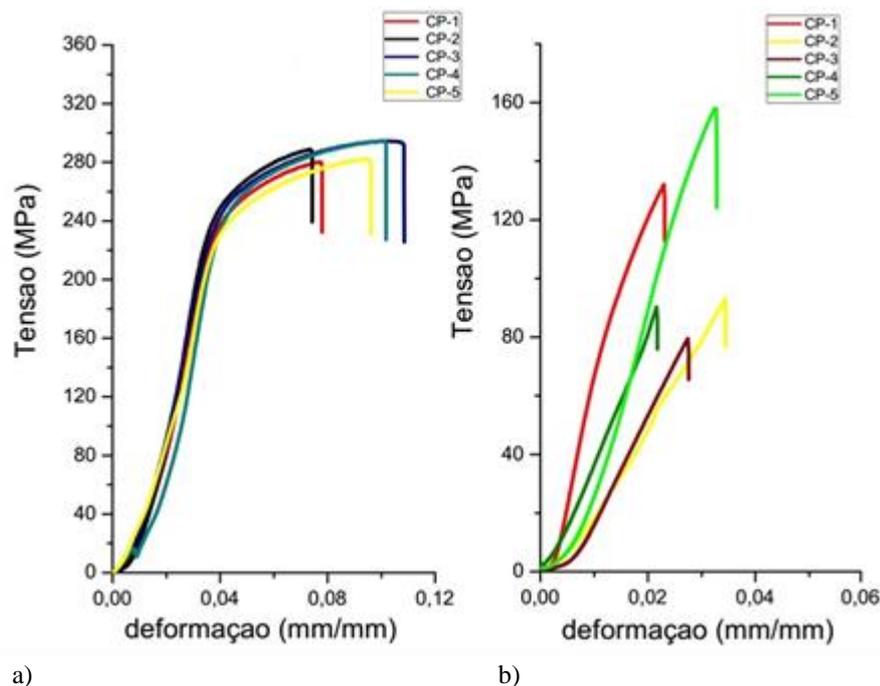
Observa-se na Tabela 6, que houve total correspondência entre o resultado da análise da composição química e a norma na liga utilizada na fabricação da peça 2. Essa liga corresponde a A413.0 (SAE 305) conforme apresentado no processo de injeção sob baixa pressão empregado na produção dessa peça (Figura 22).

Conforme mencionado anteriormente, não se tem conhecimento da liga utilizada na peça 1, inferindo-se, a partir da composição obtida pela análise, que a liga usada corresponde a 365.0 de acordo com a “Aluminum Association Standards for Sand and Permanent Mold Castings”. Exceto pelo elemento Manganês, os demais elementos mais influentes como: Si, Fe e Mg encontram-se dentro da faixa de valores para esta liga (KAUFMAN; ROOY, 2004).

## 5.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

Os resultados obtidos dos ensaios de tração são apresentados na Figura 35, para cada peça foram tracionados cinco corpos de prova.

Figura 35 - Curva tensão deformação da peça 1 (a) e da peça 2 (b).



Nos gráficos, destacam-se que os valores de tensão máxima da peça 1 são muito superiores em relação a peça 2 e, ainda, apresentam uma menor dispersão dos valores, o que é bastante desejável e demonstra o controle eficiente do processo.

Ainda, os resultados obtidos da peça 2 apresentaram baixos valores de deformação e um comportamento demasiadamente frágil, praticamente não apresentando escoamento anteriormente a fratura. Essa fragilidade é explicada pela morfologia do silício, conforme apresentada na Figura 37 b).

A Tabela 7 apresenta o resultado dos ensaios de tração realizados em 5 CP's das peças 1 e 2. Inicialmente, foi previsto a realização de 6 análises por peça, porém, optou-se pelo descarte de 1 CP extraído da peça 2, em virtude da existência de porosidade por contração aparente, e 1 CP da peça 1, em virtude de erro dimensional durante a usinagem.

Tabela 7 - Valores das tensões e alongamento obtidos experimentalmente.

	corpo de prova	$\sigma$ escoamento (MPa)	$\sigma$ máxima (MPa)	Alongamento (%)
<b>Peça 1</b>	CP-1	230,01	285,89	7,70
	CP-2	220,29	281,5	8,00
	CP-3	235,28	296,65	10,90
	CP-4	232,63	296,41	11,30
	CP-5	224,72	283,79	9,80
	<b>média</b>	<b>228,59</b>	<b>288,85</b>	<b>9,54</b>
	desvio padrão	6,06	7,18	1,64
<b>Peça 2</b>	CP-1	102,39	133,21	2,20
	CP-2	77,46	92,97	2,70
	CP-3	75,11	79,53	2,21
	CP-4	80,54	90,24	3,32
	CP-5	149,00	159,21	3,20
	<b>média</b>	<b>96,90</b>	<b>111,03</b>	<b>2,73</b>
	desvio padrão	31,08	33,78	0,53

Com a comparação dos resultados dos valores das tensões da peça 1 e 2 observa-se que a peça 1 possui valores das tensões de escoamento e máxima e alongamento superiores a duas vezes os valores peça 1. As propriedades mecânicas tem relação direta com a durabilidade da peça em uso, logo fica evidente um dos fatores que justificam em grande parte a menor durabilidade da peça 2 quando posta em uso.

A partir da comparação dos dados com a literatura, conforme apresentado na Tabela 3, observou-se que os resultados do ensaio de tração: da peça 1 apresentou propriedades próximas a liga Al9Si0,3Mg, hipoeutética, com tratamento T-6 e da peça 2 apresentou valores inferiores ao esperado quando comparado liga Al11Si em bruto de fusão.

Relembra-se que os valores da literatura contidos na Tabela 3 limitam-se a fornecer uma referência para a comparação com os resultados obtidos no ensaio. Essa observação deve ser feita na medida em que existem diferenças de composição química, condições de solidificação, etc.

### 5.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os resultados do ensaio de microdureza Vickers realizados na matriz de alumínio estão apresentados na Tabela 8. Como mencionado anteriormente a análise restringiu-se a medição a matriz de alumínio em virtude da fratura dos grãos de silício que distorciam as medições.

Tabela 8 - Resultado da microdureza Vickers realizada na matriz de alumínio.

	Peça 1 (HV)	Peça 2 (HV)
1ª medida	95,57	73,20
2ª medida	94,06	70,00
3ª medida	99,81	71,20
4ª medida	93,35	68,20
5ª medida	97,72	68,10
6ª medida	93,42	72,20
7ª medida	96,07	71,20
8ª medida	103,34	69,40
<b>Média</b>	<b>96,67</b>	<b>70,44</b>
Desvio padrão	3,49	1,84

No ensaio de microdureza, nas duas peças estudadas, obtiveram-se os valores superiores para a peça 1.

Os maiores valores de dureza encontrados na peça 1 podem ser justificados pela presença do Mg<sub>2</sub>Si. Esse precipitado é formado durante o processo de envelhecimento e causa o endurecimento da liga.

#### 5.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA BRINELL

Os resultados do ensaio de dureza Brinell são apresentados na Tabela 9. Diferentemente, da medição de microdureza neste ensaio realizou-se a medição em áreas maiores, logo, abrangendo tanto a matriz quanto os precipitados.

Tabela 9 - Resultado da dureza Brinell realizada na matriz de alumínio.

	Peça 1 (HB)	Peça 2 (HB)
1ª medida	102	69
2ª medida	97	70
3ª medida	97	70
4ª medida	99	72
5ª medida	97	69
6ª medida	102	70
<b>Média</b>	<b>99</b>	<b>70</b>
Desvio padrão	2,3	1,08

Na comparação dos resultados obtidos no ensaio de dureza, observou-se maiores valores na peça 1, sendo coerente com os resultados da microdureza.

Os maiores valores de dureza encontrados na peça 1 podem ser justificados, também, pela presença dos elementos endurecedores ( $Mg_2Si$ ).

#### 5.5 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO

Como mencionado na apresentação dos métodos utilizados nesse trabalho, o ensaio foi realizado exclusivamente à temperatura ambiente.

O resultado do ensaio de impacto está apresentado na Tabela 10.

Tabela 10 - Resultado do ensaio Charpy.

	Peça 1 (J)	Peça 2 (J)
CP-01	5,90	1,90
CP-02	6,00	2,00
CP-03	6,10	2,10
média	6,00	2,00
desvio padrão	0,10	0,10

Da Tabela 10 observa-se que os valores da peça 1 são muito superiores a peça 2.

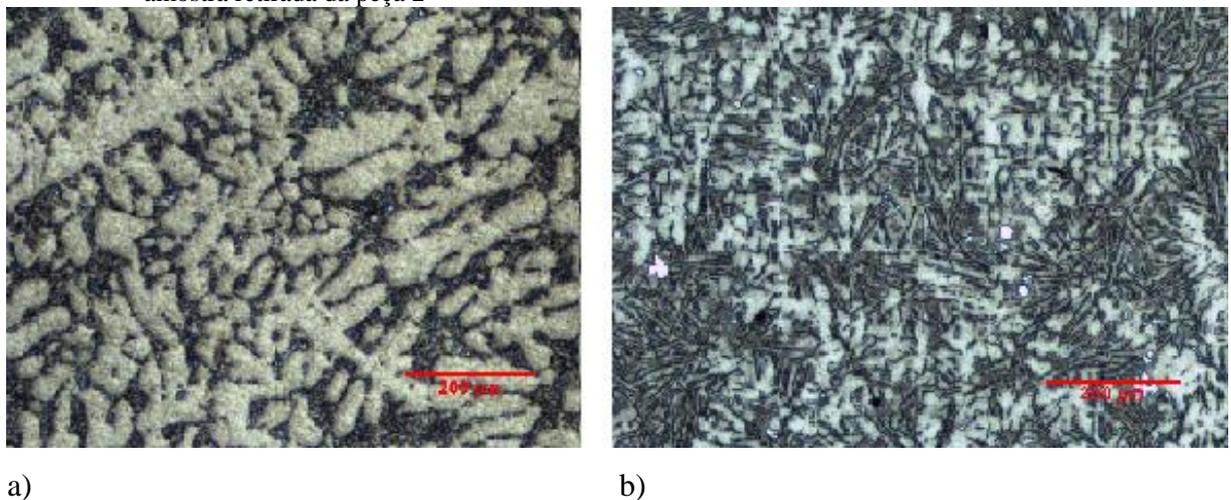
Atribuiu-se esse resultado a morfologia do silício do tipo agulha encontrada na peça 2. Essa morfologia provoca a concentração de tensões sendo um dos principais fatores pela reduzida energia absorvida pelo impacto em comparação a peça 1, que possui a morfologia do silício esferoidizada, conforme Figura 37 (CASARI, 2006).

## 5.6 RESULTADOS DO ENSAIO MICROSCOPIA ÓPTICA

As imagens obtidas a partir da metalografia realizada nas amostras de ambas as peças com aumento de 50x e 200x. A menor magnificação possibilitou a análise da morfologia da matriz de alumínio e o maior aumento, a morfologia do silício. Relembra-se que a peça 2 não foi tratada termicamente, estando em bruto de fusão

Na Figura 36, são apresentadas as micrografias ópticas obtidas nas amostras, sem ataque, extraídas das peças 1 e 2 com aumento de 50x.

Figura 36 - Micrografia realizada com um aumento de 50x, sem ataque; (a) amostra retirada da peça 1, (b) amostra retirada da peça 2

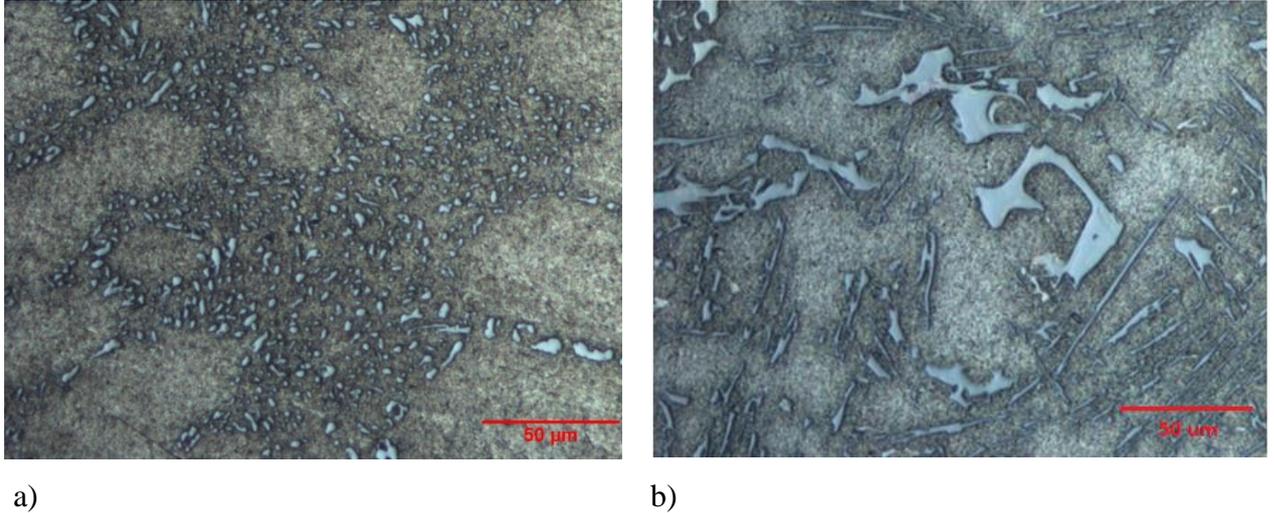


Na Figura 36 a), identificou-se uma estrutura dendrítica de alumínio- $\alpha$ , de cor mais clara, e fase eutética de Al-Si, de cor escura, na região interdendrítica. Na Figura 36 b), observa-se uma estrutura predominantemente eutética, de cor mais escura, e a fase de alumínio- $\alpha$  com formação dendrítica, de cor mais clara.

Na Figura 37, são apresentadas as micrografias com aumento de 200x, sem ataque. Nessa figura observaram-se morfologias bastante diferenciadas das fases nas duas peças

analisadas. Na Figura 37 a), peça 1, o silício apresenta-se uma estrutura refinada e esferoidizada; na Figura 37 b), peça 2, observa-se que o silício se apresenta com morfologia acicular.

Figura 37 - Micrografia com um aumento de 200x, sem ataque; (a) amostra retirada da peça 1, (b) amostra retirada da peça 2.



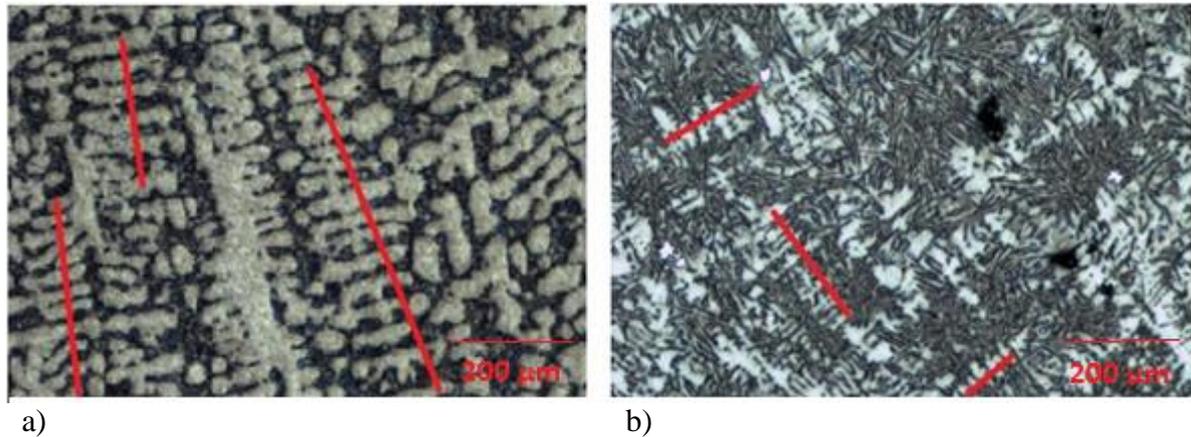
Sabe-se que a morfologia do silício está diretamente relacionada à ductilidade, sendo a mais desejável a que se assemelha à esfera e menos desejável a do tipo agulha (DINNIS; TAYLOR; DAHLE, 2005).

O tratamento térmico de solubilização provoca modificações microestruturais tais como a esferoidização e coalescimento das partículas de silício eutético, quando comparado a sua microestrutura bruta de fusão com partículas de silício, normalmente acicular (OLIVEIRA; ROCHA, 2014). Assim, a aplicação desse tratamento térmico traz melhorias em algumas propriedades mecânicas da peça 2 em virtude da presença da morfologia de silício tipo agulha.

### 5.5.1 Medida do espaçamento dendrítico secundário

Na Figura 38, são apresentadas as imagens obtidas por microscopia óptica referentes às peças 1 e 2, sem ataque. As medidas dos espaçamentos dendríticos foram obtidas através do método do intercepto linear, as linhas em vermelho identificam os braços dendríticos secundários que foram utilizados para essa medida.

Figura 38 - Medida do espaçamento dendrítico secundário, imagem obtida com aumento de 50x; peça 1 (a), peça 2 (b).



A medição do espaçamento dendrítico da peça 1, conforme Figura 38 a), foi realizada com maior facilidade uma vez que apresenta a matriz com estrutura dendrítica em comparação a peça 2, com estrutura eutética.

Os valores do espaçamento dendrítico secundário médio para as duas ligas analisadas são apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Resultado do espaçamento dendrítico secundário para as duas peças analisadas.

	Espaçamento dendrítico	
	média ( $\mu\text{m}$ )	desvio padrão
peça 1	24,63	10,35
peça 2	23,00	8,55

O espaçamento dendrítico secundário é fortemente influenciado pelas taxa de resfriamento, tendo uma relação inversa, ou seja, quanto maior a velocidade de resfriamento menor o espaçamento.

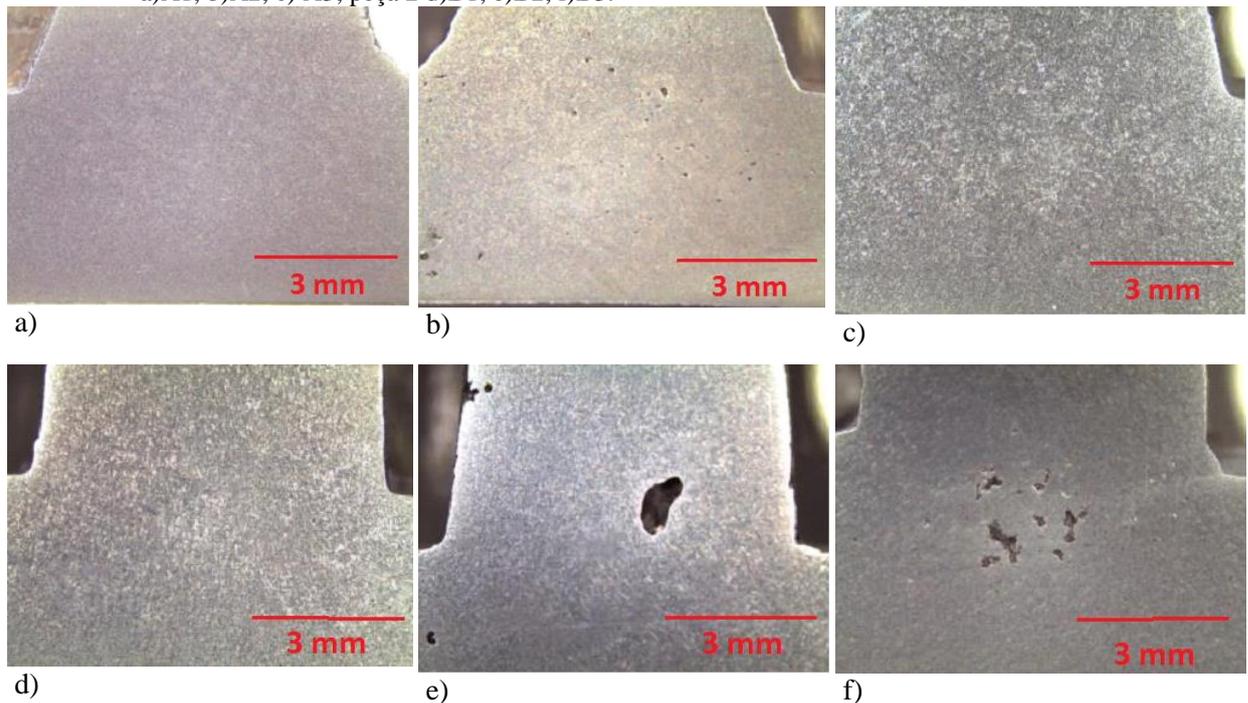
A taxa de resfriamento depende das técnicas de fundição utilizada, tais como molde de areia ou molde permanente, que foi utilizado na fundição da peça 2, conforme Figura 22. Os moldes permanentes possuem maiores velocidades de resfriamento em virtude do maior fluxo de calor do metal fundido para o molde metálico (ROCHA *et al.*, 2013).

Em virtude da pequena diferença nos resultados dos espaçamentos dendríticos secundários e desconsiderando-se as diferenças entre as composições químicas das duas peças, pode-se supor que as taxas de resfriamento foram próximas, sendo utilizado molde permanente na fundição das duas peças.

### 5.5.2 Análise de porosidade

A Figura 39 apresenta as imagens obtidas pelo microscópio estereoscópico com o objetivo da análise de defeitos, principalmente porosidades, os corpos de prova foram extraídos conforme Figura 25.

Figura 39 - Imagem obtida com microscópio estereoscópico ao longo da nervura com aumento de 8x; peça 1 a)A1, b)A2, c) A3; peça 2 d)B1, e)B2, f)B3.

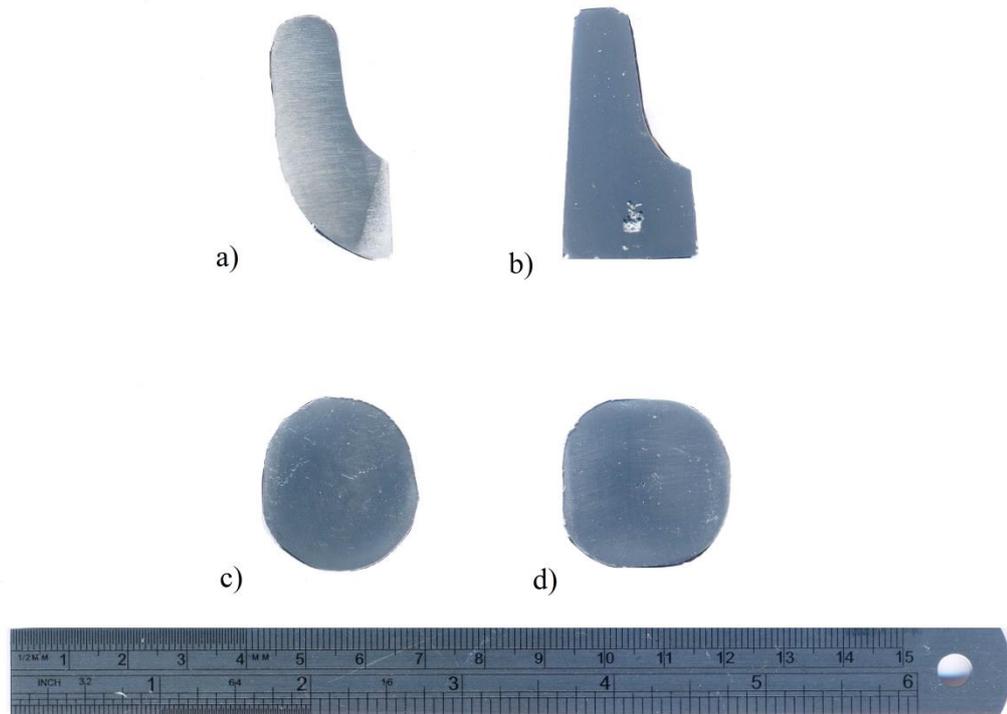


Observam-se porosidades nas duas peças, porém, verificou-se que a peça 2, conforme Figura 39 e) e f), possui porosidades maiores e mais concentradas na parte central da nervura e a peça 2 possui porosidades menores e mais dispersas, conforme Figura 39 b).

É possível concluir pelo formato irregular que as porosidades observadas são por contração de solidificação e estão presentes ao longo da nervura por ser uma região de ponto quente.

A Figura 40 apresenta os resultados da verificação de macroporosidades nas regiões de maior módulo, essa imagem foi realizada sem aumento e foi adequada para a finalidade da análise.

Figura 40 - Imagem sem aumento das regiões de maior módulo de resfriamento; peça 1 a) C2, c) C1; peça 2 b) D2, d) D1.



Observou-se que a peça 2 apresentou um rechupe no CP-D2 de maior tamanho, visível na imagem. A peça 1 não aparentou defeitos nessa análise.

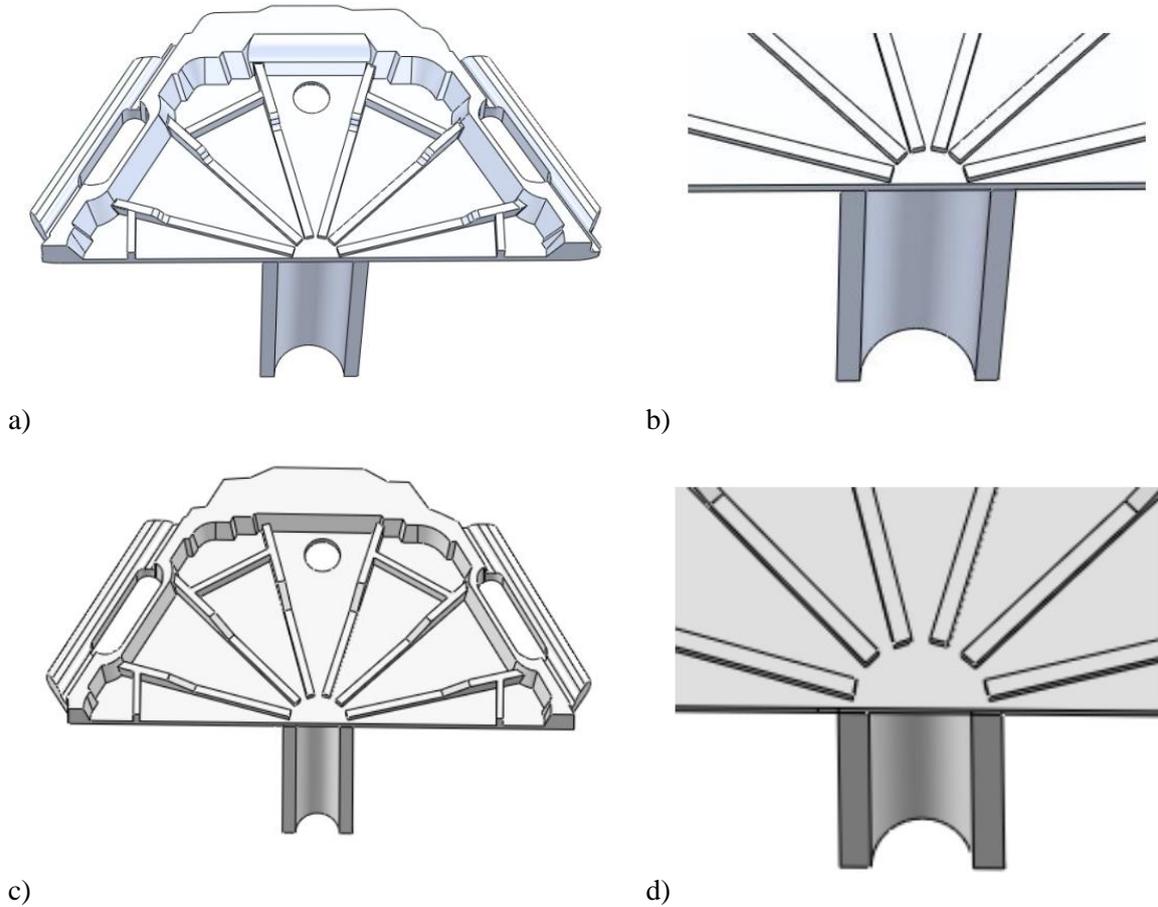
Por oportuno, merece destaque a diferença entre os CP's da peça 1 (CP-C2) e 2 (CP-D2). Observa-se que o CP-D2 possui uma espessura variável ocasionando a formação de pontos quentes e, por conseguinte, rechupes nessa região da peça.

Em contrapartida, na peça 1 houve o correto dimensionamento dessa região, com suaves variações dimensionais, conforme Figura 40 a), evitando a ocorrência de metal líquido aprisionado durante a solidificação e porosidades por contração mantendo a integridade da peça.

Por fim, um último comentário de forma mais abrangente deve ser mencionado. Na parte relativa ao projeto desse trabalho foram relatadas diferenças entre o dimensionamento do tubo pescador e as nervuras das peças, acarretando uma “interferência” na peça 1 que não ocorre na peça 2, conforme Figura 20.

Essa falta de interferência torna a alimentação da peça 2 inadequada, pois as regiões limítrofes do tubo pescador tornam-se as mais delgadas e, em consequência, a primeira a solidificar, conforme Figura 41 d).

Figura 41 - Esquema representativo da região de alimentação das peças 1 e 2, destacando a diferença entre os diâmetros dos tubos pescadores.

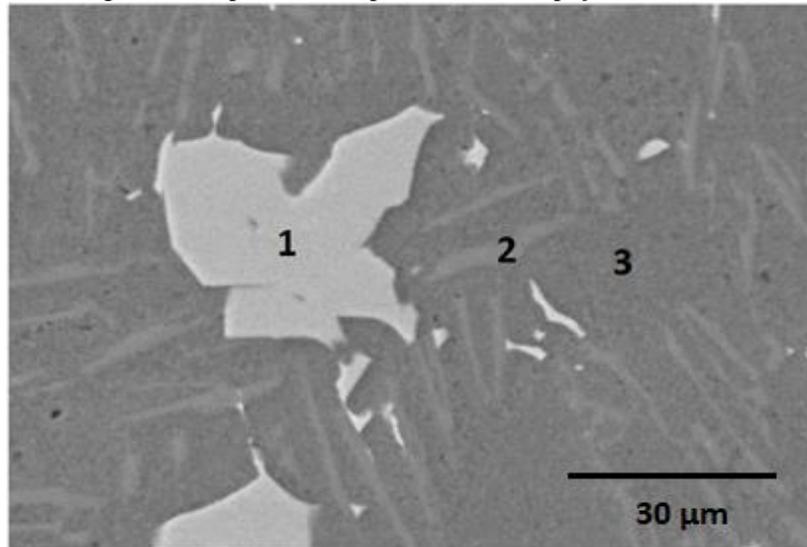


Esse fato torna-se prejudicial para o processo da peça 2, pois pode provocar a solidificação prematura no canal de alimentação, minimizando o efeito da pressão de recalque aplicada durante a injeção, conforme Tabela 5, e aumentando a possibilidade da ocorrência de porosidades por contração.

## 5.7 RESULTADOS DO ENSAIO DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA

As Figuras 42 e 43 mostram as microestruturas no MEV, obtidas com o detector de elétrons retroespalhados (EDS), em ambas as peças. É possível observar que os precipitados têm tonalidades e morfologias diferentes indicando que são fases com composições químicas distintas.

Figura 42 - Imagem obtida por microscopia eletrônica da peça 2, com aumento de 1000x.



A Tabela 12 mostra o resultado da composição química medida no EDS nas três regiões indicadas.

Tabela 12 - Composição química obtida por microanálise EDS-MEV das três regiões encontradas na peça 2.

elemento	peso %		
	região 1	região 2	região 3
Al	57,5	42,14	92,19
Si	9,71	55,53	1,36
Mn	9,51	0,04	0,03
Fe	18,72	0,08	0,03
Cu	0,39	0,32	0,34
Zn	0,21	0,16	0,35
Ag	0,17	0,54	0,26

O ponto 1 corresponde a um precipitado de  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ . Apesar da análise da composição química ser qualitativa, a morfologia tipo escrita chinesa, normalmente, está associada a esta fase com essa composição (DINNIS; TAYLOR; DAHLE, 2005), o que ratifica esta caracterização.

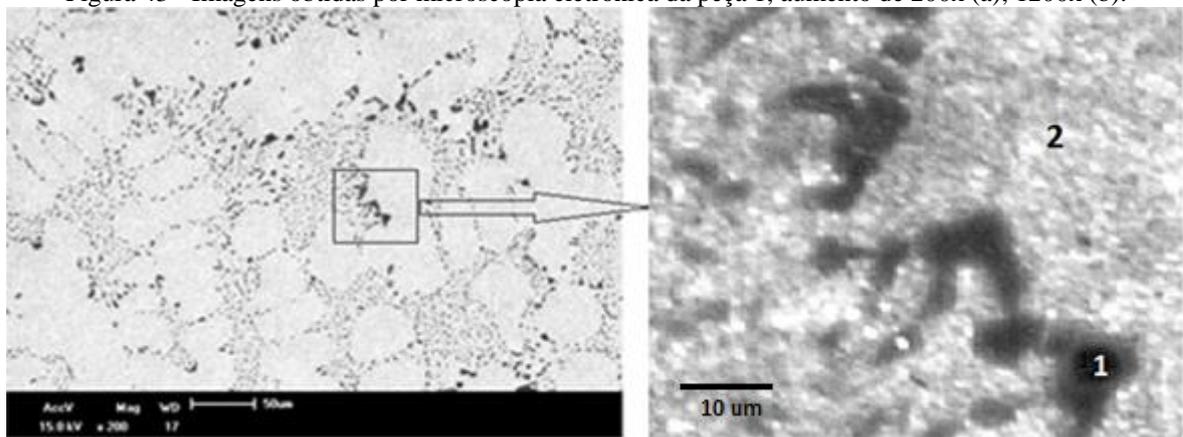
O ponto 2 corresponde aos precipitados de silício. Na Tabela 12, observa-se uma quantidade relativamente alta de alumínio, sabe-se que a dissolução de alumínio no silício é

próxima a 6% (HATCH, 2003). Essa grande diferença foi atribuída ao pequeno tamanho do grão de silício e a imprecisão da medição associada a esse fator.

O ponto 3 corresponde a matriz de alumínio, com os valores obtidos coerentes com os valores esperados.

De maneira similar a análise realizada no corpo de prova extraído da peça 2, é apresentado, na Figura 43, as microestruturas obtidas a partir da análise do MEV da peça 1. Neste caso somente duas fases foram diferenciadas, uma de coloração cinza claro e outra fase de cor mais escura.

Figura 43 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica da peça 1, aumento de 200x (a); 1200x (b).



A Tabela 13 mostra o resultado da composição química medida no EDS nas regiões 1, que corresponde ao precipitado de silício e 2, que corresponde a matriz de alumínio.

Tabela 13 - Composição química obtida por microanálise EDS-MEV das duas fases encontradas na peça 1.

Elemento	Peso %	
	ponto1	ponto 2
Al	1,922	95,815
Si	98,078	1,674
Mg		1,509

Merece destaque o magnésio dissolvido encontrado na matriz de alumínio, ponto 2, pois indica a peça 1 foi submetida ao tratamento térmico de solubilização ocorrendo a dissolução dos precipitados de  $Mg_2Si$  na matriz da fase de  $\alpha$ .

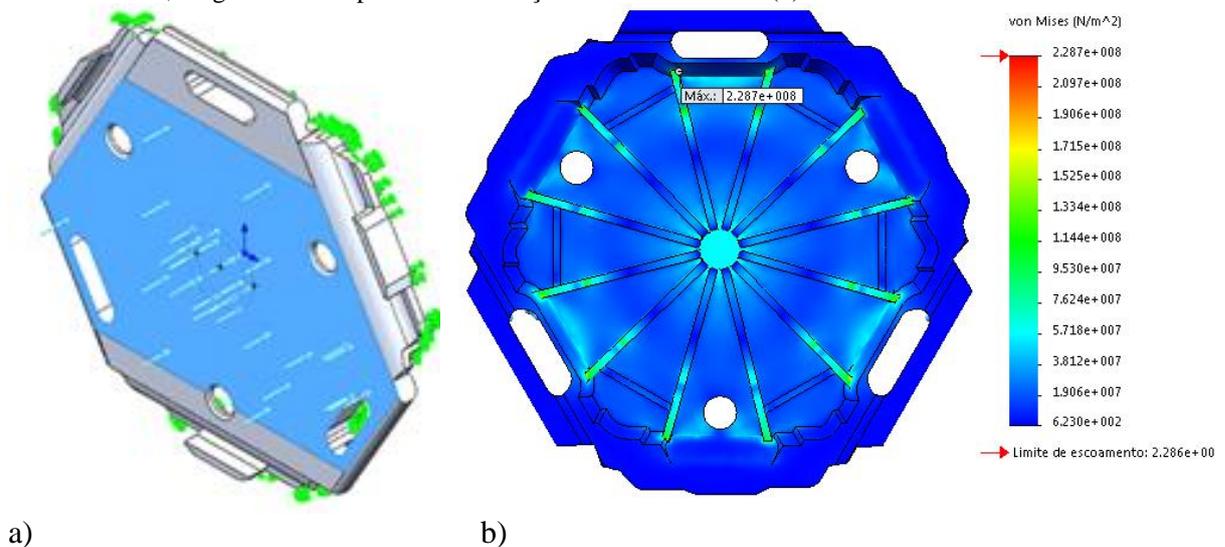
## 5.8 SIMULAÇÃO COM OS DADOS EXPERIMENTAIS

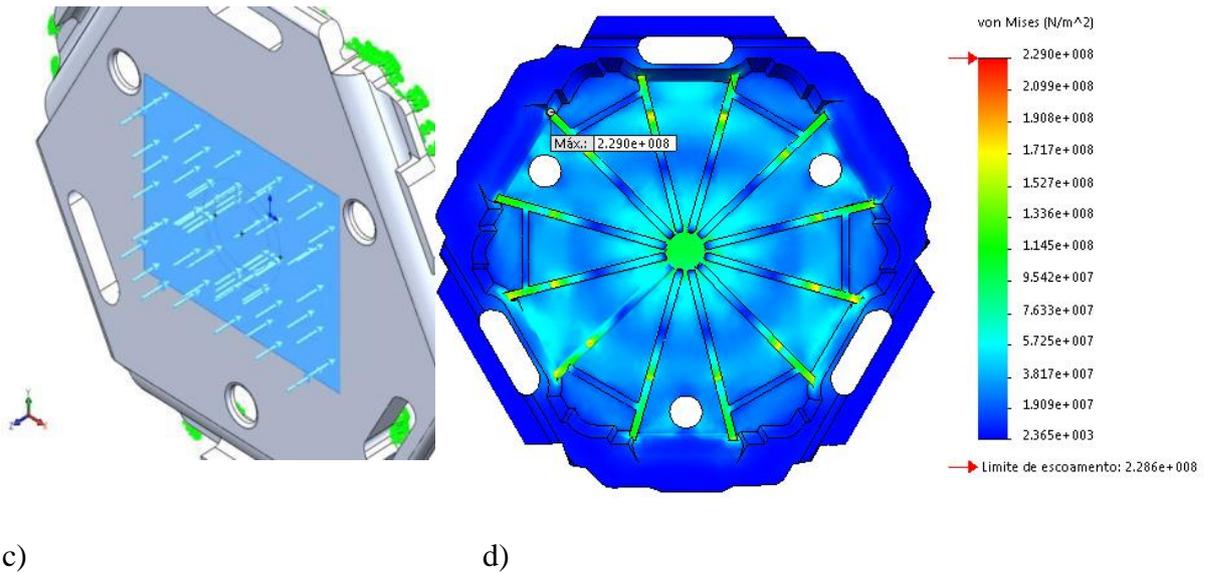
### 5.8.1 Simulação na 1ª Condição

Na simulação utilizando-se a 1ª condição, realizaram-se diversas simulações com elevações graduais da pressão exercida sobre a placa até obter-se tensões limítrofes a tensão escoamento e, posteriormente, comparou-se com os valores obtidos na literatura. O critério de falha adotado foi o Von Mises, também conhecido como critério da máxima energia de distorção.

A Figura 44 apresenta o carregamento realizado durante o uso pelo carro Leopard (a) e Urutu (c) e a distribuição de tensões resultantes (b) e (d), respectivamente. Como descrito anteriormente, nessa condição a peça está apoiada sobre um terreno com boa rigidez.

Figura 44 - Simulação de carregamento realizado na peça 1, (a) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre lagarta com aplicação de pressão  $2,15\text{kgf/cm}^2$  e a respectiva distribuição tensão (b), (c) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre rodas com aplicação de pressão  $4,35\text{kgf/cm}^2$  e a respectiva distribuição tensão no modelo (d).

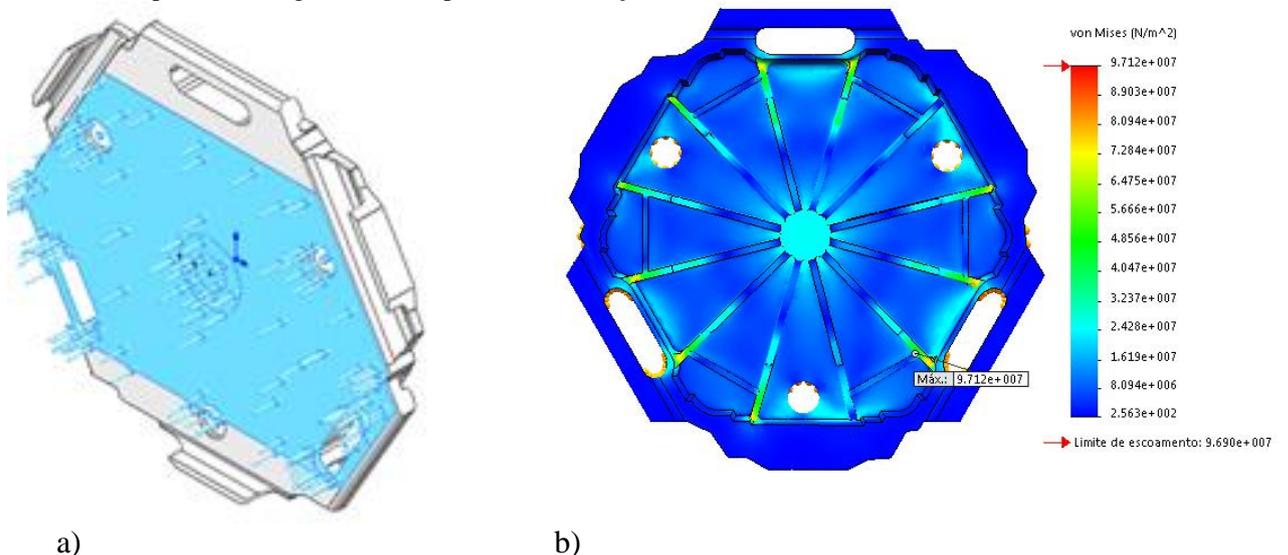


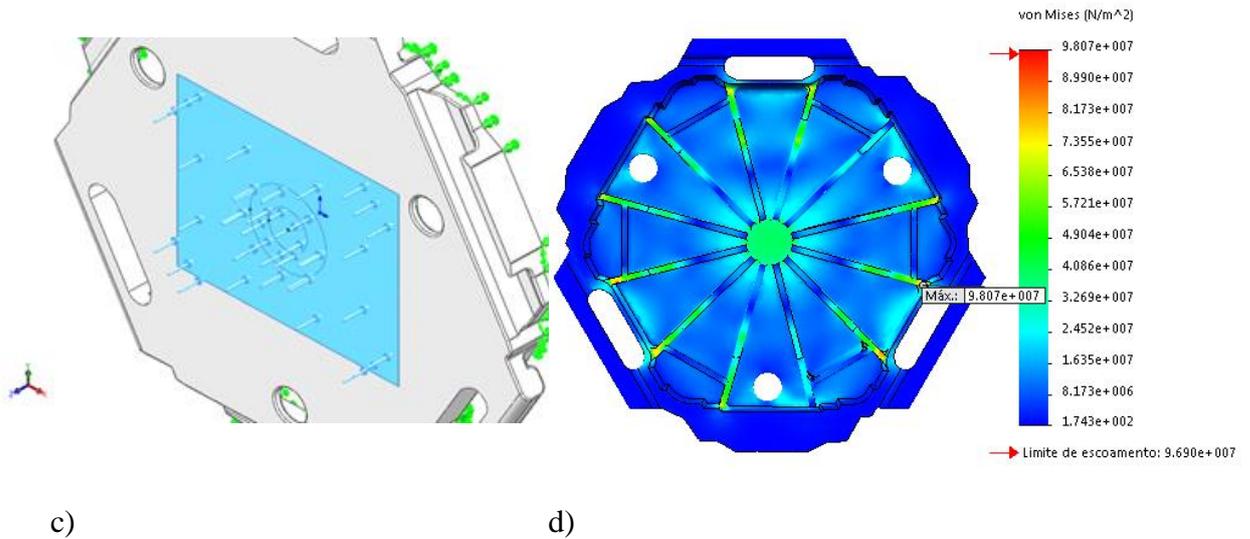


Nessa simulação a peça 1 suportou pressões de  $2,15 \text{ kgf/cm}^2$  e  $4,35 \text{ kgf/cm}^2$  para o carro Leopard 1A5 e Urutu, respectivamente. Observa-se nas Figuras 44 (b) e (d) que o *software* identifica as regiões de máxima tensão, possibilitando prever o local do início da fratura.

Na Figura 45, realizou-se a simulação da peça 2 mantendo-se as mesmas condições aplicadas anteriormente. Destaca-se que além das variações dimensionais, nessa peça foi identificada, durante o ensaio de tração, uma tensão de escoamento (96,9 MPa) bem inferior a peça 1 (228,6 MPa).

Figura 45 - Simulação de carregamento realizado na peça 2, (a) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre lagarta com aplicação de pressão  $1,35 \text{ kgf/cm}^2$  e a respectiva distribuição tensão no modelo (b), (c) simulação do carregamento pelo carro de combate sobre rodas com aplicação de pressão  $2,1 \text{ kgf/cm}^2$  e a respectiva distribuição tensão no modelo (d).





Nessa simulação a peça 1 suportou pressões de  $1,35 \text{ kgf/cm}^2$  e  $2,1 \text{ kgf/cm}^2$  para o carro Leopard 1A5e Urutu, respectivamente. Observa-se, novamente, que as regiões de máxima tensão encontram-se sobre as nervuras.

Na Tabela 14, é apresentado os valores obtidos na literatura das pressões aplicadas pelos carros de combate e os resultados das simulações com as pressões máximas suportadas pelas peças fundidas para comparação.

Tabela 14 - Pressão de contato sobre o solo para as viaturas e resultado das simulações do software.

Veículo	literatura		Simulação - Solidworks pressões máximas - $\text{kgf/cm}^2$ (kPa)	
	Peso (kN)	$\text{kgf/cm}^2$ (kPa)	peça 1	peça 2
Leopard 1A5 (lagarta)	415	0,86 (84,28)	2,15 (210,8)	1,315 (128,93)
Urutu (rodas)	110	4,09 (401)	4,35 (426,51)	2,1 (205,9)

Fonte: Knob (2010)

Um ponto interessante a ser destacado é a pressão reduzida que o veículo sobre lagarta exerce sobre o solo, apesar do maior peso.

Na simulação com o veículo sobre rodas, tem-se a falha da peça 2 durante a simulação. Assim, nessa primeira parte tem-se que a peça 1 suporta ambos os carregamentos e a peça 2 somente ao carregamento realizado pelo veículo sobre lagarta.

### 5.8.2 Simulação na 2ª Condição

Nessa condição foi testada em quais condições de terreno a peça 2 suporta a utilização pelo carro de combate Urutu (sobre rodas). Dessa forma manteve-se o valor da aplicação da pressão pelo carro de combate fixa ( $4,09 \text{ kgf/cm}^2$ ) e variou-se a pressão suportada pelo solo.

Para a definição da pressão aplicada pelo solo na peça 2, utilizou-se os valores informados na Tabela 15.

Tabela 15 - Tensão admissível em terrenos arenosos.

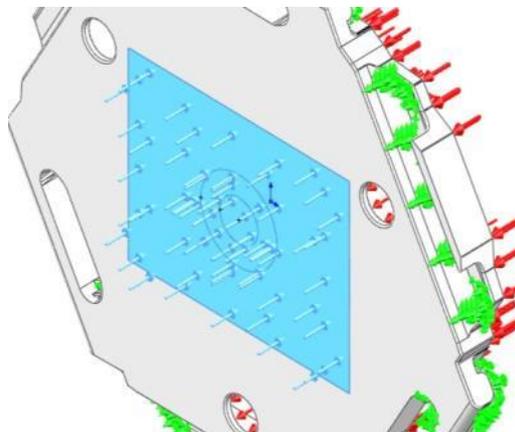
Terreno arenoso	Tensão Admissível ( $\text{kgf/cm}^2$ )
Fofa	< 1,0
Pouco Compacta	1,0 - 2,0
Moderadamente Compacta	2,0 - 4,0

Fonte: Maragnon (2013)

O valor da pressão inicial do solo foi de  $2,5 \text{ kgf/cm}^2$ . Deve-se atentar que a área da atuação da pressão na parte inferior da peça pelo solo é superior a área de contato do pneu com a peça. Assim, esse valor ( $2,5 \text{ kgf/cm}^2$ ) seria uma pressão que propiciaria o equilíbrio de forças externas sobre as duas superfícies. Posteriormente, reduziu-se a pressão do solo gradativamente até a ocorrência da falha.

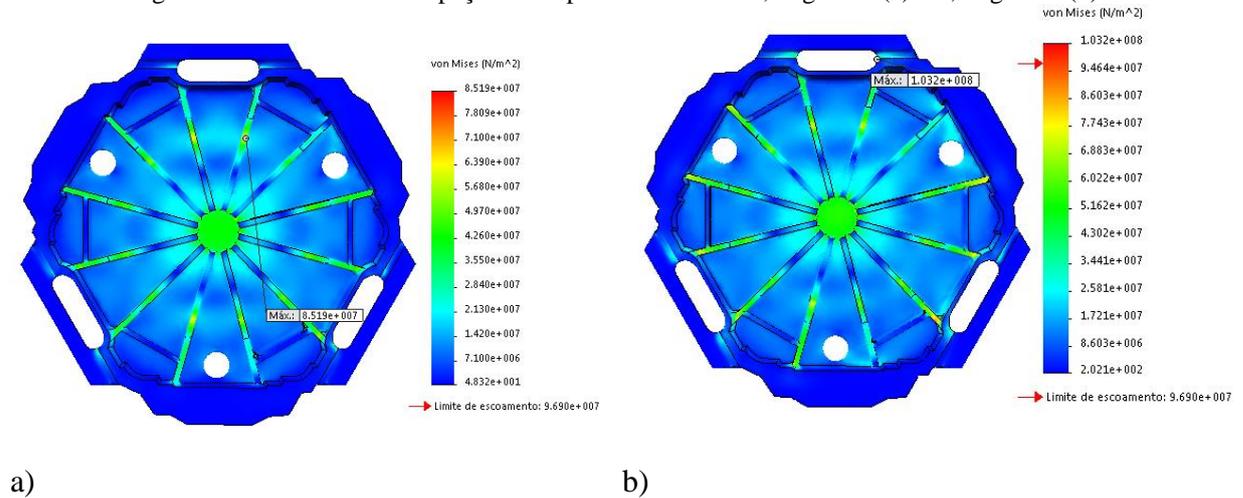
Conforme Figura 46, foi reduzida a tensão admissível pelo solo (em vermelho) tem-se um aumento nos esforços aplicados nos 6 (seis) engates ao redor da peça (em verde), para a manutenção do equilíbrio de forças.

Figura 46 - 2ª Condição, vista em perspectiva da peça 2.



Na Figura 47, são apresentados os resultados dos estados de tensões encontrados na peça 2, com a pressão do solo de  $2,5 \text{ kgf/cm}^2$  (a) e  $1,8 \text{ kgf/cm}^2$  (b).

Figura 47 - Vista inferior da peça 1 com pressões do solo  $2,5 \text{ kgf/cm}^2$  (a) e  $1,8 \text{ kgf/cm}^2$  (b).



A Figura 47 (a) aponta que as máximas tensões a que a peça está submetida ocorrem na nervura, porém, sem ultrapassar o limite elástico. Em contrapartida, os resultados apontaram a deformação plástica para valores abaixo de  $1,8 \text{ kgf/cm}^2$ , conforme Figura 47 (b), na região próxima ao engate.

## 6 CONCLUSÃO

Baseado na morfologia esferoidal do Si, na existência do magnésio dissolvido na matriz de alumínio e nos valores das propriedades mecânicas (tensão elástica, máxima e alongamento) inferiu-se que a peça 1, com silício com morfologia esferoidal, foi submetida a tratamento de banho com adição de modificadores e tratamento térmico.

A morfologia do silício e a forma de sua dispersão na matriz estão intimamente ligadas às propriedades mecânicas. Melhores resultados de resistência e ductibilidade da peça 1 foram associados à morfologia com formatos esféricos finamente dispersos.

Na liga utilizada na peça 2, com altos teores de ferro, a presença de manganês foi bastante eficiente possibilitando a formação da fase  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  com morfologia escrita chinesa, desejável, no lugar da formação da fase  $\beta-Al_5FeSi$  associada a morfologia tipo agulha, mais frágil.

Apesar da inexistência da degaseificação do banho não foram encontradas porosidades com formato esférico na peça 2. Atribui-se tal fato a baixa solubilidade do hidrogênio na temperatura de banho utilizada ( $660^{\circ}C$ ) e ao pequeno intervalo de solidificação.

O maior diâmetro do tubo pescador utilizado no processo da peça 1 mostrou-se mais adequado, pois propicia uma melhor transferência da pressão de recalque para as regiões mais distantes da alimentação.

A peça 1 apresentou melhores resultados na simulação suportando as duas cargas testadas. A peça 2 falhou na simulação com a viatura sobre rodas Urutu na condição crítica.

## 7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a simulação da injeção e solidificação com a utilização de *software* e propor melhorias no processo de fundição da peça 2, tais como o redimensionamento do diâmetro do tubo pescador, criação de orifícios de saída de ar e massalotes;
- Investigar os motivos que resultaram em baixas tensões de escoamento e ruptura nos ensaios de tração da peça 2;
- Realizar o tratamento de solubilização na peça 2, verificando as modificações da microestrutura, propriedades mecânicas e alterações nos índices de porosidades;
- Modificar a composição da liga da peça nacional com a finalidade de proporcionar melhorias nas propriedades mecânicas;
- Realizar o tratamento do banho líquido pela adição de modificadores de silício.

## REFERÊNCIAS

- ABOULKHAIR, N. T. et al. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: the effect of a conventional T6-like heat treatment. **Materials Science and Engineering. A**, v. 667, p. 139–146, 2016.
- ALMEIDA, C. G. F. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 18, CBECiMat, 2008, Porto de Galinhas, **Anais...** n. 3, p. 11646–11654, PE, 2008.
- ASTM E23-07a, **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.
- ASTM E8 / E8M-13, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.
- BOEIRA, A. P. **Análise numérica e experimental da solidificação das ligas Al 3,5%Cu e AA356**. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.
- BUTTON, S. **Metodologia para planejamento experimental e análise de resultados**. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 2005.
- CACERES, C. H. et al. The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, n. 10, p. 2611–2618, 1999.
- CALLISTER, W. D. J. **Ciência e Engenharia de materiais uma introdução**. São Paulo: LTC, 2014.
- CAMPBELL, J. **Castings practice: the 10 rules of castings**. Oxford: Elsevier Science, 2009.
- CARLSON, K. D. et al. Modeling of Porosity Formation in Aluminium Alloys. **Materials Science Forum**, v. 519–521, p. 1699–1706, 2006.
- CASARI, D. Fracture behaviour of grain refined A356 cast aluminium alloy: tensile and Charpy impact specimens. **Materials Science and Engineering. A**, v. 415, n. 1, p. 250–254, 2006.
- CONCER, D. **Previsão de fadiga térmica de matrizes para injeção de alumínio sob pressão utilizando a Equação de Basquin e elementos finitos**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

DARGUSCH, M. S. et al. The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminium telecommunications components. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 180, n. 1–3, p. 37–43, 2006.

DEFESANET. **Carro de Combate leopardo**. Disponível em: <<http://www.defesanet.com.br>>. Acesso: 19 jul. 2016.

DIAS FILHO, J. M. et al. Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6 % Cu. **Matéria** (Rio J.). v.20, n.1 p. 47–63, Rio de Janeiro, jan./mar. 2015.

DINNIS, C. M.; TAYLOR, J. A.; DAHLE, A. K. As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys. **Scripta Materialia**, v. 53, n. 8, p. 955–958, 2005.

DISPINAR, D. et al. Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 16–17, p. 3719–3725, 2010.

DONOFRIO, T. Tratamento Térmico Automatizado de Componentes Estruturais Automotivos Leves de Alumínio. Industrial Heating Brasil, **Livrozilla**. p. 80, 2013. Disponível em: <<http://livrozilla.com/doc/1493774/digital---s-f-editora>>. Acesso em: 10 set. 2016.

GARCIA, A. SPIM, J. A. **Ensaio de materiais**. 2.ed. Rio de Janeiro, LTC. 2012.

GARCIA, A. **solidificação fundamentos e aplicações**. Campinas: Ed. Unicamp, 2001. v. 1

HAAG, J.; FABRICIO, D.; REGULY, A. Análise estatística dos resultados do ensaio de impacto Charpy. Programa de proficiência em ensaios mecânicos e metalográficos. **Plano de ação para o ano de 2013/2014**. p. 1-8, Rede Metrológica. Porto Alegre, 2013.

HANDBOOK, N. **handbook não ferrosos**. 2001, v. 2. Disponível em: <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAgmRIAB/asm-handbook-volume-2>>. Acesso em: 15 set. 2016.

HATCH, J. E. **Properties of Pure Aluminum**. Metals Park, Ohio 4. ed. Ohio: American Society For Metals, 2003.

INNS, F. M.; KILGOUR, J. **Agricultural tyres**. London: Dunlop Limited, 1978. 70p.

KAMBLE, B. S. Analysis of Different Sand Casting Defects in a Medium Scale Foundry Industry - A Review. International Journal of Innovative Research in Science, **Engineering and Technology**. v. 5, Issue 2, February 2016.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**, American Society for Materials International, Materials Park, Ohio, USA, 2004.

KOLOSOSKI, J. Estudo de sistema de canais para fundição de ligas de alumínio por gravidade. 2001.116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2001.

KNOB, M. J. **Estudo de trafegabilidade aplicado a veículos de roda em transporte e tração**. 2010. 141 f. Tese (Doutorado em Engenharia Agrícola) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Agrícola. Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, RS, 2010.

LIMA, N. A. G. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg (Fe )**. 2012. 70 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - Universidade do Porto, FEUP, 2012.

LIU, X. et al. Acta Materialia Twin-controlled growth of eutectic Si in unmodified and Sr-modified Al – 12 . 7 % Si alloys investigated by SEM / EBSD. **Acta Materialia**, v. 97, p. 338–347, 2015.

LIU, Y. L.; KANG, S. B.; KIM, H. W. The complex microstructures in an as-cast Al – Mg – Si alloy. **Materials Letters**, n. December, p. 4–9, 1999.

LOTTI, R.S.; MACHADO, A.W.; MAZZIEIRO, E.T.; LANDRE JÚNIOR, J. Aplicabilidade científica do método dos elementos finitos. **Revista Dental Press Ortodon Ortop Facial**. Maringá, v. 11, n. 2, p. 35-43, mar./abril 2006.

LUDWIG, T. H. et al. The effect of Ca and P interaction on the Al-Si eutectic in a hypoeutectic Al-Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 586, p. 180–190, 2014.

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**. 2013. 94 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN. Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

MARAGNON, M. **Unidade 7 – capacidade de carga dos solos**, Faculdade de Engenharia – NuGeo/Núcleo de Geotecnia. Universidade Federal de Juiz de Fora, 2013. p. 179-198.

MOREIRA, M.; FUOCO, R. **Ligas de alumínio fundidas**. PMF/USP. 2010, p. 1-19. Disponível em: <<http://www.pmt.usp.br/pmt2402/Ligas%20de%20alum%C3%ADnio%20fundidas.pdf>>. Acesso em: 10 nov. 2016.

NIKLAS, A. et al. Effect of microstructure and casting defects on the mechanical properties of secondary AlSi10MnMg ( Fe ) test parts manufactured by vacuum assisted high pressure die casting technology. **Materials Today: Proceedings**, v. 2, n. 10, p. 4931–4938, 2015.

OLIVEIRA, R. O. M.; ROCHA, O. F. L. Tratamento térmico de precipitação - t6 aplicado em roda de liga leve de motocicleta. **Holos**, Ano 30, v. 5, p. 372–382, nov. 2014.

OLIVEIRA, Bruno Ferraz de. **Fundição**. Universidade Federal de Santa Maria, Colégio Técnico Industrial de Santa Maria Rede e-Tec Brasil, 2013.

OLIVEIRA, G. R. G. DE. **Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn**. 2012. 75 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2012.

OSÓRIO, W. R. Efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na microestrutura e propriedade mecânica de fundidos da liga Al-Sn . Effects of mechanical agitation and of the addition of grain refiner on the microstructure and mechanical properties of cast. **Revista Matéria**, v. 14, n. 3, p. 906 - 917, 2009.

PAOLI, P.C. **Manual do Pontoneiro**. Brasília, 2009.

PERES, M. M.; KIMINAMI, C. S. Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia. **Projeções**. v. 23, p. 55–62, jan./dez., 2005.

ROCHA, O. L. et al. Coeficiente de transferência de calor na interface metal / molde e variáveis térmicas na solidificação direcional horizontal da liga al-6 % cu heat transfer coefficient at metal / mold interface abstract and thermal variables during horizontal solidificat. **holos**, v. 5, p. 28–39, 2013.

SANTOS, S. L. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 21º CBECIMAT - 09 a 13 de Novembro de 2014, **Anais...** Cuiabá, MT, Brasil. 2014.

SCHLEG, F.; KANICKI, D. Guide to casting and molding processes. **Engineered Casting Solutions** (USA), p. 9–15, 2006. Disponível em: <<https://www.afsinc.org/files/methods.pdf>>. Acesso em: 20 set. 2016.

TAGHADDOS, E. et al. Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 468, p. 539–545, 2009.

TASH, M. 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, n. 1–2, p. 185–201, 2007.

TOTTEN, G. E. **Handbook of Aluminum**. New York: CRC Press, 2003.

VERRAN, G. O.; BATISTA, G. DE M. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356. **Revista Materia**, v. 20, n. 4, p. 936–945, 2015.

VERRAN, G. O.; PATRICK, R.; MENDES, K. Simulação numérica e DOE aplicados na melhoria do processo de fundição sob pressão de ligas de alumínio. **Estudos Tecnológicos**. v. 2, p. 13–25, 2006.

VIANA, D. J.; NETO, A. F. Otimização do processo de fundição sob pressão aplicando o método de Taguchi. **Revista Produção Online**, v. 13, n. 4, p. 1435–1465, 2013.

WARMUZEK, M. **Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractographs**, ASM. Materials Park, 2004.

ZHANG, L. Y. et al. Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 207, n. 1-3, p. 107-111, 2008.

ZOLOTOREVSKY, V. S. **Industrial Casting Aluminum Alloys**. Elsevier Science, 2007.