

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

**CHARLEN MOSSI**

**MELHORIA NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇA DE EMPREGO MILITAR**  
**FUNDIDA SOB BAIXA PRESSÃO EM LIGA DE AL-SI**

**Porto Alegre**

**2018**

CHARLEN MOSSI

**MELHORIA NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇA DE EMPREGO MILITAR  
FUNDIDA SOB BAIXA PRESSÃO EM LIGA DE AL-SI**

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)

PORTO ALEGRE

2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente 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

Mossi, Charlen

MELHORIA NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇA DE  
EMPREGO MILITAR FUNDIDA SOB BAIXA PRESSÃO EM LIGA DE  
AL-SI / Charlen Mossi. -- 2018.

75 f.

Orientador: Vinicius Karlinski de Barcellos.

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, 2018.

1. FUNDIÇÃO. 2. INJEÇÃO SOB PRESSÃO. 3. LIGA DE  
ALUMÍNIO. 4. TRATAMENTO TÉRMICO. I. de Barcellos,  
Vinicius Karlinski, orient. II. Título.

CHARLEN MOSSI

**MELHORIA NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇA DE EMPREGO MILITAR  
FUNDIDA SOB BAIXA PRESSÃO EM LIGA DE AL-SI**

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**

Eng. Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira (UFRGS)

Prof. Dr. Lisiane Trevisan (IFRS)

Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt (UFRGS)

## **AGRADECIMENTOS**

Manifesto aqui os mais sinceros agradecimentos as pessoas e instituições que de alguma maneira contribuíram para execução deste trabalho:

Ao Prof. Dr. Vinícius Karlinski de Barcellos pela orientação, apoio e disponibilidade dispensada;

Ao Dr. Eng. Carlos Raimundo Frick Ferreira pelas contribuições no desenvolvimento desse trabalho.

Ao servidor do LAFUN/UFRGS Msc. Regis Fabiano do Amaral pelo apoio nas realizações dos ensaios laboratoriais;

Aos colegas Otávio Gomes dos Reis e Willian Martins Pasini pelas colaborações sempre providenciais neste projeto.

Ao Arsenal de Guerra General Câmara, pelo apoio a pesquisa;

A minha esposa Ketherlyn Mossi pelo carinho e paciência;

Aos meus filhos Arthur e Beatriz Mossi;

Aos meus pais e Avó materna pelo cuidado que sempre tiveram com a educação dos filhos, em especial a meu Pai João que cuida com muito carinho de meus filhos enquanto trabalho na execução deste projeto;

A todos que de alguma forma colaboraram, os meus sinceros agradecimentos.

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi de otimizar o processo de fabricação da placa reforçadora de solo, fabricada pelo processo de injeção sob baixa pressão em liga de alumínio. Atualmente, a liga utilizada no processo é a SAE 305 (AA 413) e problemas de falha do componente em campo tem sido reportados pelos clientes. 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, anteriormente adquiridas no mercado internacional e agora produzidas internamente. O estudo focou na alteração da composição química da liga, baseado na liga de alumínio da peça importada, tratamento de banho com modificação do silício, refino de grão e modificação no projeto do molde permanente. Adquiriu-se junto ao fornecedor a liga de Al9Si0,3Mg visando a fabricação das peças com tratamento térmico T6. Para obtenção das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração, dureza Brinell e impacto. Para caracterização metalúrgica foram realizados ensaios metalográficos com auxílio de microscopia óptica. Verificou-se que a presença de magnésio na liga Al-Si exclusivamente com tratamento térmico T6, alterou o comportamento mecânico da peça melhorando seus resultados. O tratamento de banho com modificador de silício a base de sódio não produziu resultados significativos. Finalmente, realizou-se simulação do preenchimento da molde via software CAE Click2Cast, modo injeção de baixa pressão, para caracterização dos defeitos e sugestões de melhoria no sistema de alimentação. Deste trabalho, conclui-se que as melhores propriedades mecânicas de resistência a tração e dureza foram obtidas com a alteração da liga SAE 305 para a liga Al9Si0,3Mg com tratamento térmico T6 e que para atingir melhores resultados deve-se introduzir ao processo um novo molde permanente com refrigeração e alimentação adequada da peça.

Palavras-chave: Ligas Al-Si, injeção sob baixa pressão, tratamento térmico T6, fundição.

## ABSTRACT

The objective of this research was to optimize the manufacturing process of the reinforcing plate of soil, manufactured by the injection process under low pressure in Al-Si alloy. Currently, the alloy used in the process is SAE 305 (AA 413) and mechanical resistance problems, when used in the field, have been reported by customers. Currently, the alloy used in the process is SAE 305 (AA 413) and field component failure problems have been reported by customers. The studied pieces refer to the accessory plates used to provide support during the entry and exit of vats by tanks of the Brazilian Army, previously acquired in the international market and now produced internally. The study focused on the alteration of the chemical composition of the alloy, based on the aluminum alloy of the imported part, bath treatment with silicon modification, grain refining and modification in the permanent mold design. The Al9Si0.3Mg alloy was purchased from the supplier to manufacture the T6 heat treated parts. To obtain the mechanical properties tensile tests, Brinell hardness and impact were performed. For metallurgical characterization, metallographic tests were performed with the aid of light microscopy. It was verified that the presence of magnesium in the Al-Si alloy exclusively with T6 heat treatment, altered the mechanical behavior of the part improving its results. Bath treatment with sodium silicon modifier did not produce significant results. Finally, the mold filling simulation was carried out using CAE Click2Cast software, low pressure injection mode, to characterize the defects and suggestions for improvement in the feed system. From this work, it was concluded that the best mechanical properties of tensile strength and hardness were obtained with the change of the SAE 305 alloy to the Al9Si0.3Mg alloy with T6 thermal treatment and that to achieve better results a new permanent mold with cooling and proper feeding of the part.

Keywords: Al-Si alloy, low-pressure casting, T6 Heat Treatment, foundry.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Principais dimensões da Placa Reforçadora de Solo.....	13
Figura 2	Viatura Realizando Teste na Placa Reforçadora de Solo.....	14
Figura 3	Veículo de combate Leopard 1A5 BR trafegando sobre as placas reforçadoras de solo.....	14
Figura 4	Visualização da Ruptura do Material.....	15
Figura 5	Fratura Frágil do Material.....	16
Figura 6	Diagrama de equilíbrio Al-Si destacando a região das ligas comerciais.....	22
Figura 7	Microestruturas típicas de liga A356 (Al-7%Si-0,3%Mg-0,14%Fe) (a) e de liga A413 (Al-11%Si- 0,13%Fe) no estado modificado com estrôncio. A fração volumétrica de dendritas é de cerca de 50% na liga A356 (a) e de cerca de 20% na liga A413 (b).....	23
Figura 8	Solubilidade de alguns elementos de liga no alumínio (fase $\alpha$ ).....	24
Figura 9	Efeito do aumento do teor de silício na resistência mecânica (limite de resistência) e na ductilidade (alongamento) de ligas Al-Si.....	26
Figura 10	Esquema ilustrando a microestrutura de uma liga de alumínio com partículas de silício com morfologia lamelar (a). Durante a aplicação de um esforço mecânico acima do limite de escoamento, a matriz de fase $\alpha$ se deforma (b) impondo o descolamento das partículas de silício em relação a matriz ou a fratura das partículas de silício (c). O coalescimento destas micro-fraturas leva à fratura do material (d). As micrografias (e) e (f) ilustram o processo de descolamento e de fratura das partículas de silício durante um ensaio de tração de liga A356.....	27
Figura 11	Efeito do teor de ferro nos limites de resistência e no alongamento de ligas A356 e A357.....	29
Figura 12	Representação esquemática das etapas do endurecimento por precipitação.....	31
Figura 13	Efeito do teor de magnésio em ligas Al-Si após o tratamento de endurecimento por precipitação.....	32
Figura 14	Variação da tensão de cedência em função do tempo para diversas temperaturas de envelhecimento.....	33
Figura 15	Diagrama de fase metastável MgSi, com um esquema ilustrativo da formação do precipitado MgSi.....	34
Figura 16	Lado esquerdo apresenta uma microestrutura com silício eutético modificado em estado bruto de fundição. Lado direito a mesma microestrutura após T6.....	35
Figura 17	Efeito do refinador de grão numa liga de fundição Al7Si, onde na microestrutura do lado esquerdo não foi adicionado afinador à liga e do lado direito foi utilizado afinador de grão.....	36
Figura 18	Ilustração esquemática da formação de dendritas e classificação do espaçamento interdendrítico.....	37
Figura 19	Curvas tracejadas de tração representam o estudo de Benzerga et al., 2001 e as restante curvas foram apuradas em estudos mais recentes, ambos na liga A356-T6.....	38
Figura 20	Interação do estrôncio em função do tempo após a introdução do refinador de grão no banho. A reta tracejada é em função do tempo após a adição do	39



	após a adição do modificador com Sr.....	
Figura 21	Variação da resistência mecânica de uma liga Al11.5Mg com a porosidade para diferentes fontes de porosidade.....	41
Figura 22	Principais partes de um sistema de alimentação.....	42
Figura 23	Desenho do sistema de distribuição.....	43
Figura 24	Tipos de malhas na simulação via Click2Cast.....	45
Figura 25	Fluxograma da Metodologia dos Experimentos.....	47
Figura 26	Processo de injeção sob baixa pressão empregado na fabricação das peças.....	50
Figura 27	Identificação das regiões onde foram retirados os corpos de prova.....	52
Figura 28	Representação do ensaio de dureza Brinell.....	53
Figura 29	Corpo de Prova Charpy.....	55
Figura 30	Esquema do corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E 8M-04.....	56
Figura 31	Micrografia com aumento de 200X, sem ataque; a) amostra retirada da peça 1, b) amostra retirada da peça 2, c) amostra retirada da peça 3, d) amostra retirada da peça 4.....	60
Figura 32	Indicação dos defeitos de fundição encontrados na placa reforçadora de solo....	62
Figura 33	Alterações no projeto da placa reforçadora de solo.....	63
Figura 34	Imagem em corte das principais alterações realizadas na peça para simulação...	64
Figura 35	Canal de alimentação proposto para alimentação da placa reforçadora de solo.....	64
Figura 36	Identificação das bolsas para aprisionamento de ar.....	65
Figura 37	Simulação do vazamento e solidificação.....	66
Figura 38	Vazios de contração durante o processo de solidificação das alças.....	68
Figura 39	Sequência de solidificação da peça via click2cast.....	69

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Propriedades típicas do alumínio.....	21
Tabela 2	Especificações de composições químicas para algumas das ligas Al-Si de maior utilização comercial.....	22
Tabela 3	Velocidades recomendadas em m/s no canal de ataque para algumas ligas.....	43
Tabela 4	Faixas de concentração dos elementos modificadores.....	48
Tabela 5	Parâmetros de pressão utilizados no processo de fabricação.....	51
Tabela 6	Composição química obtida por espectrometria de emissão óptica para as duas ligas utilizadas na fabricação das peças. Os valores demonstram o percentual em peso de cada elemento químico.....	57
Tabela 7	Valores obtidos através do Ensaio de Tração.....	58
Tabela 8	Resultados do Ensaio de Dureza Brinell (HB).....	59
Tabela 9	Resultados do Ensaio Charpy.....	60

## **LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS**

AGGC – Arsenal de Guerra General Câmara

OM – Organização Militar

FISPQ - Ficha de Informações de Segurança de Produtos Químicos

AAA – American Aluminum Association

TESC - Programa de automação de ensaio

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	13
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	17
<b>3</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA</b> .....	18
<b>3.1</b>	<b>LIGAS DE FUNDIÇÃO</b> .....	18
<b>3.2</b>	<b>PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO</b> .....	20
3.2.1	Propriedades Mecânicas das Fases $\alpha$ e $\beta$ .....	25
3.2.2	Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades do Material .....	27
<b>3.3</b>	<b>TRATAMENTO TÉRMICO</b> .....	30
3.3.1	Tratamento Térmico T6.....	31
<b>3.4</b>	<b>MICROESTRUTURA</b> .....	33
<b>3.5</b>	<b>TRATAMENTO DE BANHO</b> .....	35
3.5.1	Modificador do Silício Eutético.....	35
3.5.2	Refinador de Grão.....	36
3.5.3	Interação entre Refinador e Modificador no Banho.....	39
3.5.4	Desgaseificação do Banho.....	40
<b>3.6</b>	<b>SISTEMA DE ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS FUNDIDAS</b> .....	41
3.6.1	Sistema de Canais e Subdivisões.....	42
<b>3.7</b>	<b>SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA FUNDIÇÃO</b> .....	43
3.7.1	Click2Cast.....	44
3.7.2	Visão Matemática do Click2Cast.....	44
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	47
<b>4.1</b>	<b>PROCESSO DE INJEÇÃO SOB BAIXA PRESSÃO</b> .....	49
4.1.1	Fabricação das Peças.....	50
4.1.2	Tratamento Térmico T6.....	51
<b>4.2</b>	<b>EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA OS ENSAIOS</b> .....	52
<b>4.3</b>	<b>ENSAIO DE DUREZA BRINELL</b> .....	53
<b>4.4</b>	<b>ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA</b> .....	53
<b>4.5</b>	<b>ANÁLISE METALÚRGICA</b> .....	54
<b>4.6</b>	<b>ENSAIO DE IMPACTO</b> .....	54
<b>4.7</b>	<b>ENSAIO DE TRAÇÃO</b> .....	55
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	57
<b>5.1</b>	<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA</b> .....	57
<b>5.2</b>	<b>RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO</b> .....	58
<b>5.3</b>	<b>RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA BRINELL</b> .....	59
<b>5.4</b>	<b>RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO</b> .....	59
<b>5.5</b>	<b>RESULTADOS DA ANÁLISE METALOGRAFICA</b> .....	60
<b>5.6</b>	<b>SIMULAÇÃO DA PEÇA FUNDIDA</b> .....	62
5.6.1	Alterações no Sistema de Alimentação.....	63
5.6.2	Simulação do Processo Atual.....	65
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	70
<b>7</b>	<b>PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	71
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	72

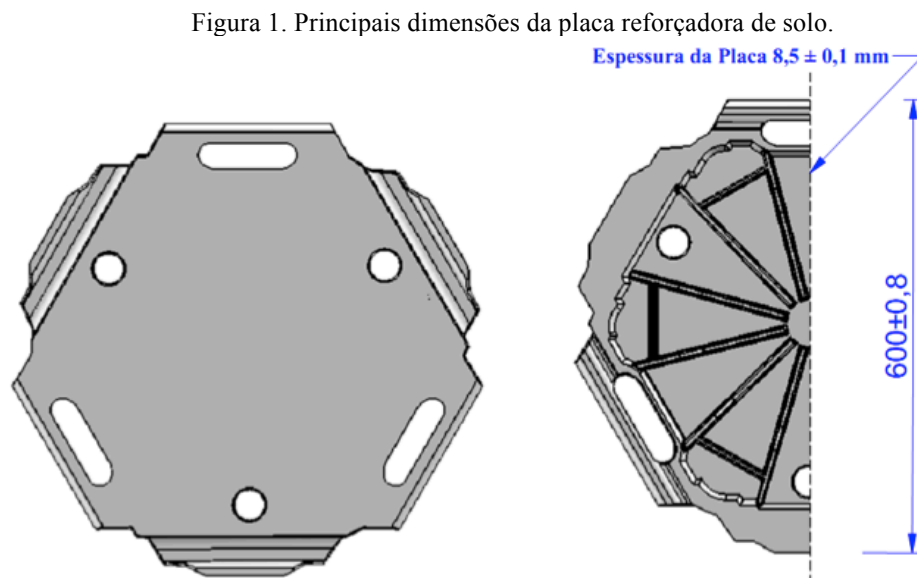
## 1 INTRODUÇÃO

Este trabalho propõe a otimização do processo de fabricação da placa reforçadora de solo produzida pelo Arsenal de Guerra General Câmara (AGGC), unidade militar do exército brasileiro situada no município de General Câmara no Rio Grande do Sul.

A placa reforçadora de solo vem sendo fabricada pelo AGGC desde o ano de 2002 e neste período vem se buscando melhorias em seu processo de fabricação.

Inicialmente era fabricada pelo processo em areia verde, posteriormente fundida em molde permanente através de processo manual e para injeção de baixa pressão a partir de 2012.

A figura 1 mostra a placa reforçadora de solo e suas principais dimensões. A esquerda uma imagem com vista superior e a direita com corte transversal, identificando a região inferior da placa.



Fonte: Arquivo próprio

A finalidade das placas é proporcionar sustentação a veículos de combate nos exercícios militares realizados rotineiramente em terrenos alagadiços, impedindo que os mesmos fiquem imobilizados neste tipo de terreno.

A figura 2 demonstra um teste sendo realizado nas placas produzidas pelo AGGC, por um veículo de 15.000 kg. Já a figura 3, as mesmas são submetidas a passagem do carro de combate Leopard, com massa de aproximadamente 42.000 kg.

Figura 2. Viatura realizando teste nas placas reforçadoras de solo.



Fonte: Arquivo próprio

Figura 3. Veículo de combate Leopard 1A5 BR trafegando sobre as placas reforçadoras de solo.



Fonte: Marcelo Rodrigues, (2016).

A liga de alumínio inicialmente utilizada para fabricação das peças foi indicada pelo fabricante da injetora de baixa pressão e decorreu da necessidade de se ter fluidez no processo de injeção. Sendo assim, a liga utilizada na fabricação é o Al-Si hipoeutético (SAE 305), com concentrações de silício entre 11% - 13%, o que garante boa fluidez ao processo e teores de ferro cerca de 0,8 a 1%, evitando o agarre peça/molde permanente.

Atualmente, a maior carga que deve ser suportada pelo reforçador é de 42.000 kg do veículo de combate Leopard 1A5 BR.

A principal motivação para o desenvolvimento deste estudo foi a grande reclamação por parte das organizações militares (OM's) de defeitos nas peças quando submetidas ao esforço. Defeitos como trincas, rechupes e porosidades foram comumente identificadas pela equipe técnica do AGGC, até mesmo a ruptura do material foi observada. As figuras 4a e 4b demonstram uma ruptura da placa reforçadora de solo após utilização em campo.

Figura 4. Visualização da ocorrência de falha no material.



a)

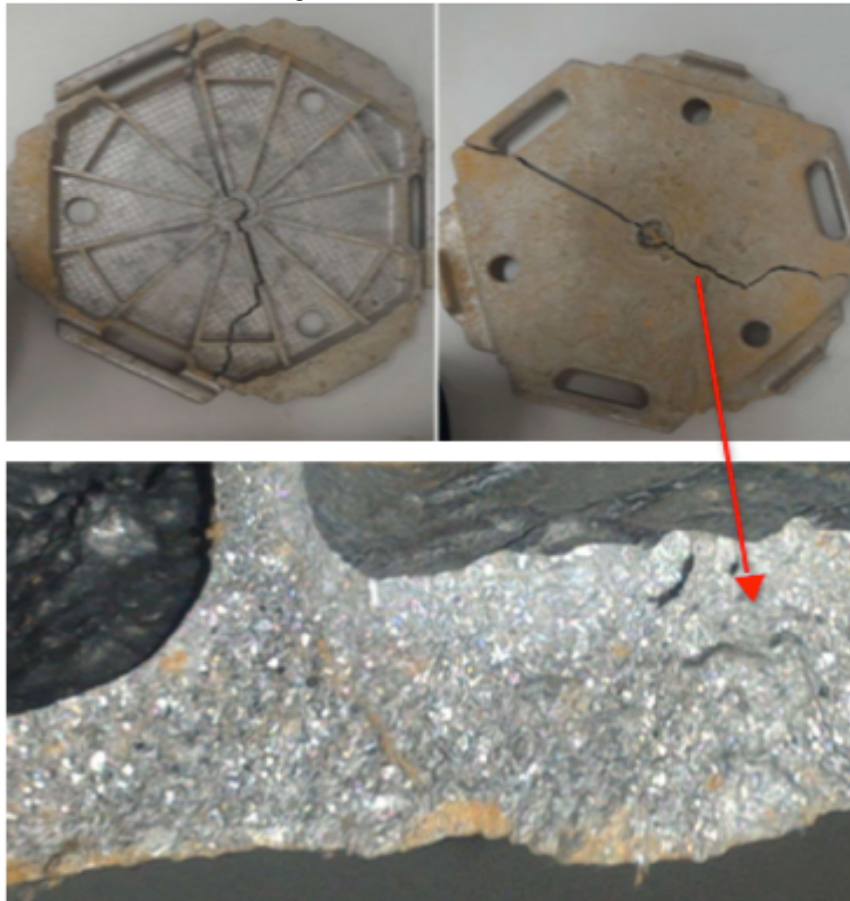


b)

Fonte: Arquivo próprio

A figura 5 possibilita verificar o tipo mais comum de fratura encontrado na peça estudada, que indica a ruptura do material ocorrendo quase que exclusivamente ao longo da base das nervuras na parte inferior da peça.

Figura 5. Fratura do material.



Fonte: Arquivo próprio

A placa reforçadora de solo, anterior a fabricação no AGGC, era adquirida no mercado internacional e o material utilizado em sua fabricação era a liga de alumínio A356 com tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial, não se justificando, portanto, seguir a produção das peças com a liga indicada pelo fabricante da máquina, SAE 305.



## 2 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é otimizar o processo atual utilizado na fabricação das placas reforçadoras de solo com vistas as propriedades mecânicas e microestruturais. Realizar alterações necessárias para aumentar a resistência mecânica da peça, diminuir os índices de falha em campo e garantir um processo com maior capacidade.

De forma específica o trabalho enfoca os seguintes aspectos:

1. Identificar os valores de resistência mecânica através de ensaios de tração, impacto e dureza da peça fabricada atualmente;
2. Alteração da liga Al-Si para liga Al-Si-Mg possibilitando realização de tratamento térmico;
3. Realizar tratamento térmico T6 nas peças fabricadas com a liga Al-Si-Mg;
4. Realizar ensaios mecânicos e metalográficos nas peças fabricadas com a nova liga, comparando-os com os resultados da peça fabricada atualmente;
5. Simular o escoamento do material durante a fabricação da peça através do software Click2cast, objetivando diminuir os índices de porosidade e rechupe através de melhorias no sistema de alimentação.

### 3 REVISÃO DE LITERATURA

O alumínio é um metal que possui baixa densidade e pode atingir elevadas propriedades mecânicas através de mecanismos de endurecimento (por meio de tratamentos termomecânicos e tratamentos térmicos). Suas ligas podem ser divididas em duas classes de acordo com sua forma de processamento: ligas de conformação e ligas de fundição. O alumínio é o metal não-ferroso mais utilizado na indústria e suas aplicações vão desde produtos voltados à indústria aeronáutica até artigos de decoração. Esta versatilidade está diretamente relacionada à ampla gama de propriedades que podem ser obtidas de acordo com os elementos de liga adicionados (METALS HANDBOOK, 1988).

Outra propriedade importante das ligas de alumínio é a sua elevada capacidade de ser reciclada. Devido a formação da camada passiva de óxido em sua superfície, é possível recuperar praticamente toda a massa original através de sua fusão completa (GREEN, 2007). Esta atividade já é responsável por grande parte da produção de ligas de alumínio no mundo, visto que demanda uma menor energia para sua produção, assim como retorna o material à cadeia produtiva.

Apesar das vantagens da reciclagem, um dos problemas enfrentados é a incorporação de uma grande quantidade de impurezas no alumínio, a exemplo do ferro que em certos percentuais, reduz a trabalhabilidade da liga. O principal efeito da adição destes elementos é a possibilidade de formação de fases indesejadas, normalmente intermetálicos que degradam as propriedades mecânicas (GAUSTAD, et al., 2012).

#### 3.1 LIGAS DE FUNDIÇÃO

Dentro da classificação geral das ligas de alumínio, os sistemas voltados para a indústria de fundição possuem algumas propriedades gerais como boa fluidez (capacidade de preencher a cavidade do molde), baixo ponto de fusão devido à presença de elementos de liga, baixa solubilidade a gases no estado líquido (com exceção ao hidrogênio) e bom acabamento superficial (KAUFMAN, 2000).

Estima-se que de 20% a 30% de todo o alumínio produzido globalmente é utilizado para fabricação de componentes fundidos, o restante sendo empregado para fabricação de ligas de conformação, (ZOLOTOREVSKY, et al., 2007).

O silício é o elemento mais presente em ligas de alumínio voltadas para fundição (mais de 90% das ligas de fundição utilizam o silício como elemento de liga principal). Sua função é aumentar a fluidez do metal e garantir que todas as cavidades do molde sejam preenchidas.

Adicionalmente, o silício reduz a contração térmica da liga e devido à forma como se apresenta em ligas de fundição, este elemento aumenta a resistência à abrasão (ZOLOTOREVSKY, et al., 2007).

Uma subdivisão das ligas de fundição é a capacidade ou não do sistema ser endurecido por precipitação. Esta divisão está relacionada à presença ou não de elementos como o cobre e o magnésio, por exemplo, os quais oferecem a possibilidade de se realizar um tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. A microestrutura final ideal após o tratamento térmico é a presença de precipitados finamente dispersos na matriz de alumínio. Estes precipitados agem como eficientes barreiras à movimentação de linhas de discordância, aumentando assim o limite de escoamento do material (FERRO; SACCONI, 1996).

Outro elemento importante em ligas de fundição é o ferro. Este elemento pode ser considerado como uma das principais impurezas nestas ligas, advindo, por exemplo, da produção primária do alumínio, da aplicação de ciclos de reciclagem (incorporação deste elemento com a contínua reciclagem do alumínio) e também da adição deste elemento no processo de fundição sob pressão para evitar a soldagem da peça no molde de injeção (GORNY, et al., 2013). Devido à baixa solubilidade do ferro na estrutura cristalina do alumínio, sua presença pode levar à formação de intermetálicos que podem crescer de forma facetada, gerando uma microestrutura na forma de placas. A presença destes intermetálicos está diretamente relacionada à redução nas propriedades mecânicas da liga, tanto por sua morfologia quanto pela indução de porosidade nas peças finais (PUNCREOBUTR, et al., 2014).

O principal minério para obtenção do alumínio é a bauxita e as suas aplicações vão desde utensílios domésticos a aeronaves. Possui estrutura cristalina cúbica de face centrada, considerada ideal para receber trabalhos mecânicos (GONÇALVES, 2005; ANJOS e ANJOS, 1985).

A China aparece como o grande produtor de alumínio devido as grandes reservas de bauxita e enorme crescimento industrial e econômico. Rússia, Canadá e EUA também aparecem como grandes produtores de alumínio (ALUMINIUMLEADER, ABAL, ALUMINIUMMATTERLEADER, 2016).

O alumínio, devido a seu ponto de fusão relativamente baixo em relação a outros metais, não apresenta problemas sérios quanto a contaminação, embora sua ocorrência seja inevitável e deve sempre ser eliminada ou controlada. Uma das rotas de contaminação é através dos refratários, ou seja, o alumínio absorve silício em quantidades significativas pelo contato do banho metálico com tijolos refratários feitos a base de compostos de silício. A contaminação pelo elemento ferro que se dissolve no alumínio fundido ocorre quando se utiliza ferramentas de ferro e aço durante o banho metálico. A contaminação por gases ocorre pela presença deles na atmosfera dos fornos, como oxigênio que forma o óxido de alumínio. Este óxido se forma espontaneamente na superfície do metal e atua como uma película protetora, admitindo-se que todo oxigênio absorvido pelo alumínio encontra-se na forma de  $Al_2O_3$ . O hidrogênio dissolve-se facilmente no alumínio e, embora uma grande parte dele seja separado do alumínio durante a solidificação, ele deve ser eliminado do banho metálico. A água é decomposta pelo alumínio fundido com formação de  $Al_2O_3$  e absorção do hidrogênio liberado. Uma das maneiras de fazer a extração do hidrogênio é através de fluxos desgaseificantes inseridos ao banho durante após a fusão do metal (ALCAN, 1978).

Citando autores como DEGARMO, BLACK, KOHSER (2002), se for feita uma analogia com os aços, as ligas de alumínio apresentam cerca de 1/3 da densidade e do módulo de elasticidade dos aços, elevada condutividade térmica e elétrica, elevado coeficiente de atrito, excelente taxa de conformação, baixo ponto de fusão, alta resistência a corrosão, alta neutralidade magnética e possibilidade de tratamentos térmicos e superficiais.

Uma das características mais marcantes do alumínio é a sua versatilidade. As propriedades físicas e mecânicas que podem ser desenvolvidas desde o alumínio puro até as ligas mais complexas, são notáveis. As propriedades do alumínio que fazem deste metal e suas ligas o mais econômico e atrativo para uma ampla variedade de aplicações são a aparência e leveza, capacidade de fabricação, propriedades físicas, propriedades mecânicas e resistência a corrosão (METALS HANDBOOK, 2002).

### 3.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO

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, conforme citado no item 3, para elevar a fluidez do banho,

melhorando o preenchimento do molde, 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 e também as ligas de maior importância para fundição, pois combinam os benefícios do silício com os das ligas tratáveis termicamente (KAUFMAN; ROOY, 2004).

A Tabela 1 apresenta algumas das propriedades de engenharia do alumínio e, para fins comparativos, do aço e do cobre.

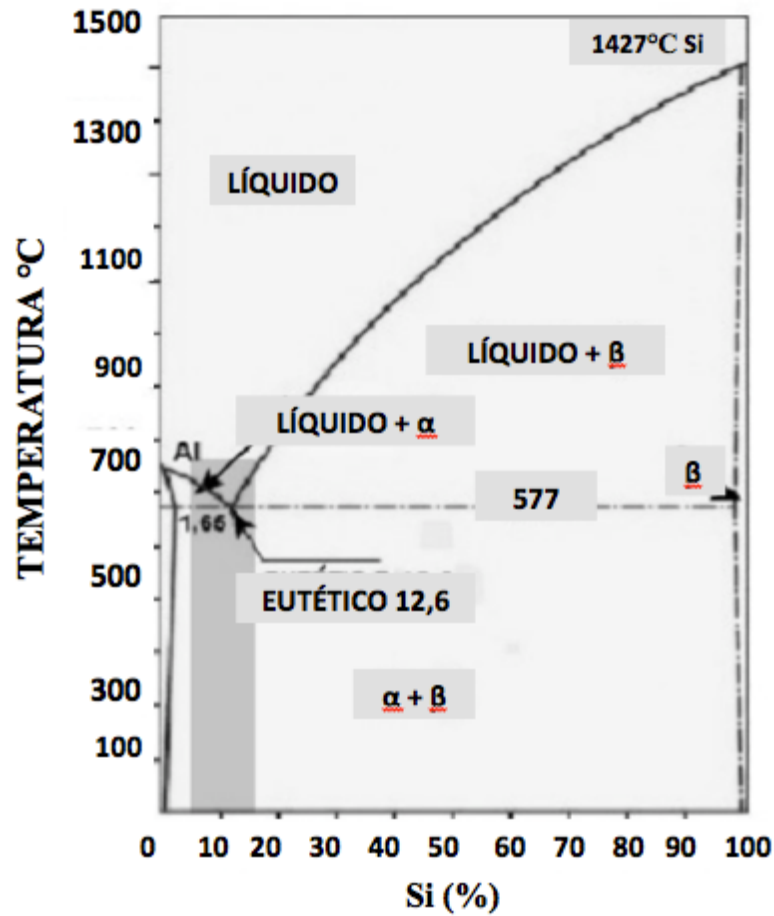
Tabela 1 – Propriedades típicas do alumínio.

Propriedades Típicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade ( )	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de Elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coeficiente de Dilatação Térmica (L/°C)	$23.10^{-6}$	$11,7.10^{-6}$	$16,5.10^{-6}$
Condutividade Térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutividade Elétrica (%IACS)	61	14,2	100

Fonte: Modificado de ABAL (2016)

A figura 6 apresenta o diagrama de equilíbrio para ligas de Al-Si na região de composições comerciais. Este diagrama caracteriza-se pela presença de um ponto eutético para 12,6% silício a 577°C.

Figura 6. Diagrama de equilíbrio Al-Si.



Fonte: Gruzleski (1990)

As composições comerciais mais frequentes encontram-se nos campos hipoeutético e eutético (entre 5% e 13%Si), como descreve a Tabela 2.

Tabela 2. Especificações de composições químicas para algumas das ligas Al-Si de maior utilização comercial.

Liga	Processo	Si (%)	Fe(%)	Cu(%)	Mg(%)	Zn(%)
A356	Gravidade	6,5 – 7,5	0,20 máx	0,20 máx	0,25 – 0,45	0,10 máx
356/SAE326	Gravidade	6,5 – 7,5	0,60 máx	0,20 máx	0,20 – 0,45	0,35 máx
A413	Gravidade	11,0 – 13,0	0,20 máx	0,10 máx	0,05 máx	0,10 máx
A319	Gravidade	5,5 – 6,5	1,0 máx	3,0 – 4,0	0,10 máx	3,0 máx
AlSi9Cu3	Gravidade	8,0 – 10,0	0,50 máx	3,0 – 4,0	0,10 máx	0,5 máx
A380/SAE 306	Injeção	7,5 – 9,5	1,3 máx	3,0 – 4,0	0,10 máx	3,0 máx
413/SAE305	Injeção	11,0 – 13,0	0,50 máx	0,10 máx	0,05 máx	0,50 máx
383	Injeção	9,5 – 11,5	1,3 máx	2,0 – 3,0	0,10 máx	3,0 máx

Fonte: Gruzleski (1990)

As microestruturas decorrentes da solidificação são formadas essencialmente por duas fases, a saber:

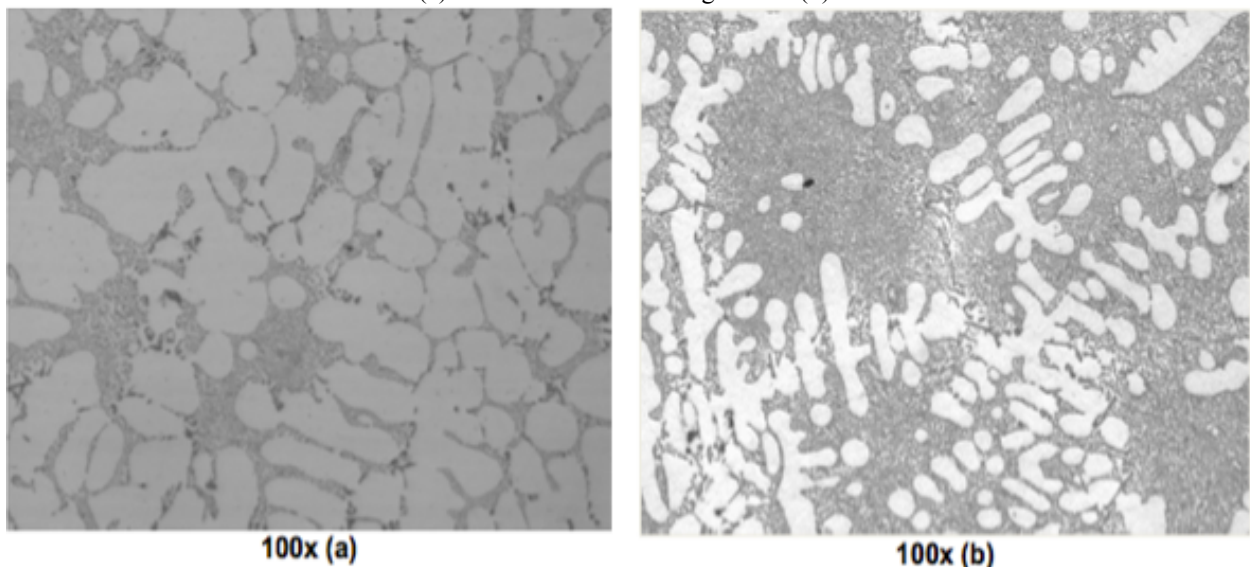
1. Fase  $\alpha$  - alumínio contendo em torno de 1,5% Si;
2. Fase  $\beta$  - praticamente constituída de silício puro.

De uma forma geral, nestas ligas as microestruturas contem grãos com morfologia dendrítica formados pela fase  $\alpha$  e porções de eutético onde convivem as fases  $\alpha$  e  $\beta$  nas regiões interdendríticas, (GRUZLESKI, 1990).

A fração volumétrica de dendritas é maior quanto menor for o teor de silício da liga. Assim, ligas com teor de silício da ordem de 6% tem cerca de 60% de dendritas e 40% de eutético, ligas com 9% de silício apresentam somente 30% de dendritas e 70% de eutético, enquanto que ligas com 12,5% de silício praticamente são formadas somente por eutético.

A Figura 7 apresenta o aspecto geral das microestruturas de ligas Al-Si com 7% e com 11% Si, ambas no estado modificado com estrôncio, responsável pela modificação da estrutura de solidificação, alterando a forma das plaquetas, passando de grosseiras para formato mais refinado.

Figura 7 – Microestruturas típicas de liga A356 (Al-7%Si-0,3%Mg-0,14%Fe) (a) e de liga A413 (Al-11%Si-0,13%Fe) no estado modificado com estrôncio. A fração volumétrica de dendritas é de cerca de 50% na liga A356 (a) e de cerca de 20% na liga A413 (b).

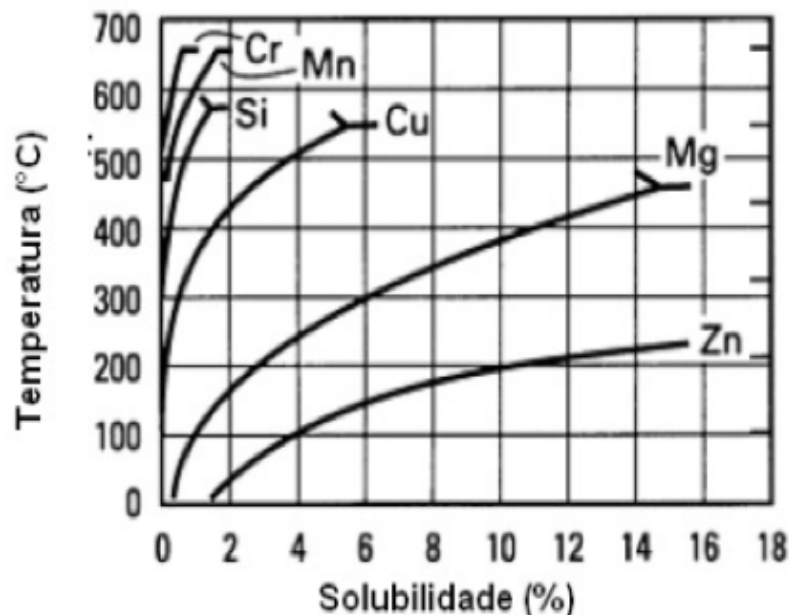


Fonte: Metals Handbook (1988).

A presença de outros elementos de liga, tais como cobre, magnésio e ferro determinam a formação de fases ricas nestes elementos de liga, formando eutéticos secundários nos contornos das células eutéticas  $\alpha+\beta$ .

A Figura 8 apresenta a variação da solubilidade de diversos elementos de liga no alumínio em função da temperatura. De uma forma geral, as ligas de alumínio apresentam baixa solubilidade aos diversos elementos de liga na temperatura ambiente. Em consequência, o mecanismo de endurecimento por solução sólida é pouco efetivo. Por outro lado, a precipitação de segunda fase é um mecanismo bastante atuante nestas ligas.

Figura 8 – Solubilidade de alguns elementos de liga no alumínio (fase  $\alpha$ ).



Fonte: Metals Handbook (1988).

O cobre, o magnésio e o zinco apresentam elevada solubilidade no alumínio a elevadas temperaturas (em torno de 500°C) evidenciando o potencial destas ligas para o uso de tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação.

Desta forma, há pelo menos três mecanismos distintos de endurecimento das ligas de alumínio, a saber:

1. Endurecimento por solução sólida – é um mecanismo pouco efetivo nas ligas de alumínio;
2. Endurecimento pela precipitação de segunda fase – é um mecanismo muito efetivo nas ligas de alumínio;



3. Endurecimento via tratamento térmico de solubilização e precipitação – é o mecanismo com maior capacidade de endurecimento das ligas de alumínio; (METALS HANDBOOK, 1988).

### 3.2.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS FASES $\alpha$ e $\beta$ .

Nas ligas hipoeutéticas (com teor de Si abaixo de 12,7%), a fase  $\alpha$  é a fase contínua na microestrutura, sendo a fase determinante das propriedades mecânicas destas ligas. A fase  $\alpha$  apresenta solubilidade máxima de silício de 1,5% a 570°C e praticamente nenhuma solubilidade a temperatura ambiente, como indicado na Figura 8, (FUOCO, 2017).

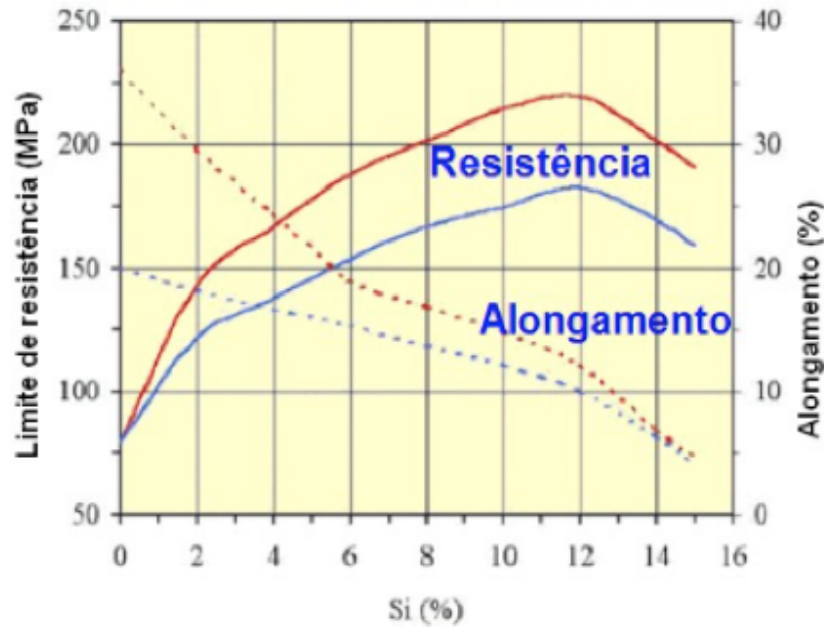
Sem a presença de outros elementos de liga, a fase  $\alpha$  apresenta baixa dureza (em torno de 20HB), baixo limite de resistência (cerca de 80 MPa), baixo limite de escoamento (cerca de 30 MPa) e elevada ductilidade (alongamento de cerca de 40%), (FUOCO, 2017).

A fase  $\beta$  é formada essencialmente por silício, apresentando elevada dureza (acima de 800 HB) e comportamento extremamente frágil, (FUOCO, 2017).

As propriedades mecânicas das ligas com 6% a 12%Si decorrem da mistura entre estas fases, ou seja, nas regiões de dendritas as propriedades mecânicas são semelhantes às da fase  $\alpha$ , enquanto que nas regiões de eutético a fase  $\alpha$  é a fase contínua, mas entrecortada pela fase  $\beta$ , (FUOCO, 2017).

A presença de fase  $\beta$  distribuída sobre a matriz de fase  $\alpha$  eleva a dureza, o limite de escoamento e o limite de resistência das ligas, mas reduz drasticamente a ductilidade, como mostra a Figura 9, (FUOCO, 2017).

Figura 9 – Efeito do aumento do teor de silício na resistência mecânica (limite de resistência) e na ductilidade (alongamento) de ligas Al-Si. Fase  $\beta$  representada pela linha azul e a matriz de fase  $\alpha$  representada pela linha azul. Linha contínua indica limites de resistência mecânica e linha pontilhada indica valores de alongamento.



Fonte: Cast Aluminum Alloys (2000)

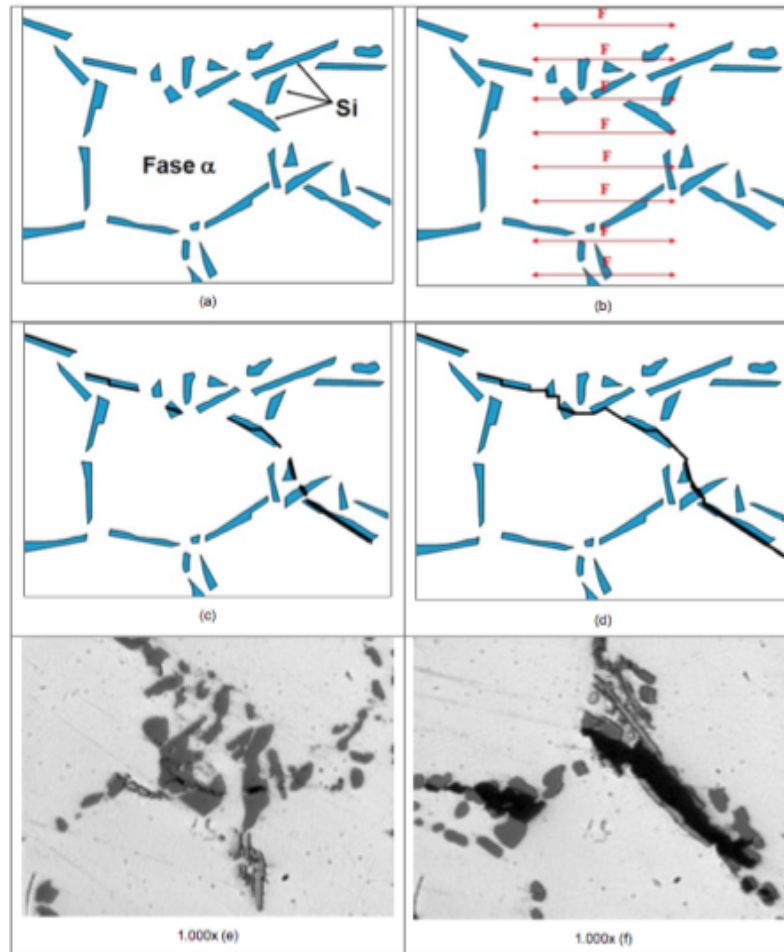
Os dados da figura 10 evidenciam o efeito da quantidade de fase  $\beta$  precipitada sobre a matriz de fase  $\alpha$  sobre as propriedades mecânicas das ligas Al-Si, (FUOCO, 2017).

A maior quantidade de partículas duras de 2º fase precipitadas sobre a matriz tem um efeito endurecedor e um efeito de redução do livre caminho médio para movimentação de discordâncias, resultando em aumento da dureza e da resistência mecânica do material, (FUOCO, 2017).

Ao mesmo tempo, durante a deformação plástica, a matriz de fase  $\alpha$  de elevada ductilidade se deforma, impondo tensões as partículas de 2º fase precipitadas. Em consequência, estas partículas duras e de baixa ductilidade sofrem descolamento da matriz ou trincamento, dando início ao processo de fratura pela propagação de micro trincas da matriz, como ilustra a Figura 10. Este processo resulta em drástica redução da ductilidade da liga, (FUOCO, 2017).

Vale destacar que a propagação das trincas (exceto trincas de fadiga) sempre ocorre pelas regiões onde há precipitação de segunda fase (região eutética), não se observando propagação pelas dendritas de fase  $\alpha$ , devido a elevada ductilidade desta fase (CAST ALUMINUM ALLOYS, 2000).

Figura 10 – Liga de alumínio com partículas de silício com morfologia lamelar (a). Durante a aplicação de um esforço mecânico acima do limite de escoamento, a matriz de fase  $\alpha$  se deforma (b) impondo o descolamento das partículas de silício em relação a matriz ou a fratura das partículas de silício (c). O coalescimento destas microfaturas leva à fratura do material (d). As micrografias (e) e (f) ilustram o processo de descolamento e de fratura das partículas de silício durante um ensaio de tração de liga A356.



Fonte: Furlan (2007)

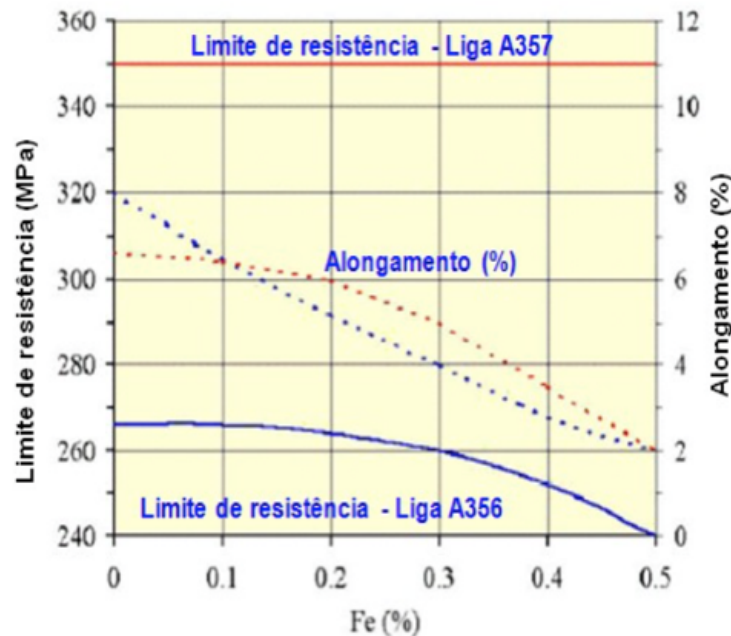
### 3.2.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES DO MATERIAL

A adição de elementos de liga no alumínio tem como finalidade obter determinadas propriedades mecânicas, de acordo com a necessidade do projeto. A seguir, 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 ajudam a reter sódio, o agente responsável pela modificação do silício.
- 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 de térmico ou trabalho a quente. Em ligas de Al- Si - Mg é o 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 o alumínio. Ainda, a sua presença nas ligas de fundição 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 molde permanente, a presença do ferro (com teores na ordem de 0,8% a 1,2%) traz um efeito interessante para a vida útil do molde em decorrência da diminuição da afinidade entre a peça fundida e o molde, assim, diminui-se a aderência peça-molde facilitando a extração do fundido e aumentando a vida útil do molde (TAGHADDOS et al., 2009). A figura 11 demonstra o efeito nocivo do teor de ferro nas propriedades mecânicas em ligas Al-Si.

Figura 11. Efeito do teor de ferro nos limites de resistência e no alongamento de ligas A356 e A357.



Fonte: Cast Aluminum Alloys (2000).

- 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 sua 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 ductilidade.
- 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,

consequentemente, diminuindo o tamanho de grão. Esse efeito é aumentado na presença do Boro.

- Zinco: participa do processo de envelhecimento em determinadas ligas de Alumínio.

### 3.3 TRATAMENTO TÉRMICO

O método mais comum de se alterar as propriedades e microestrutura de um determinado material é o tratamento térmico. Ele pode ser definido como sendo qualquer operação de aquecimento ou resfriamento que têm o propósito de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensão residual. Quando o termo é aplicado para ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis, ou seja, que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX), daquele cujo aumento de dureza só pode, quando possível, ser obtido mediante trabalho mecânico e consequentemente encruamento (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX), (ASM Vol.4, 1991).

As designações dos tratamentos térmicos efetuados nas ligas de alumínio são indicados logo após a designação da liga, separadas por um traço. As subdivisões de um tratamento térmico básico são indicados por um ou mais dígitos que aparecem logo após a letra que indica o tratamento realizado, como por exemplo, 6201-T81, (MARTINS, 2008).

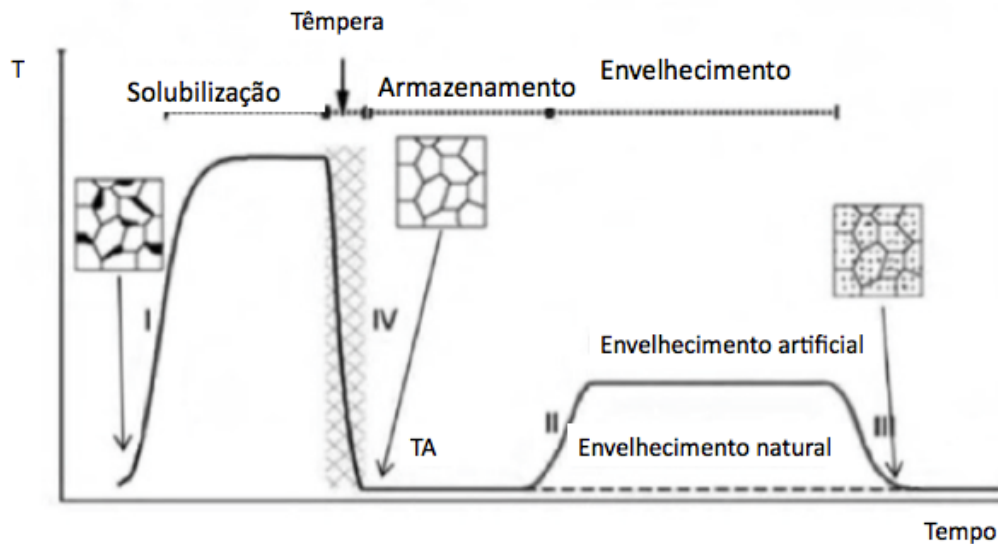
Estas letras indicativas do estado metalúrgico em que se encontram as ligas abrangem basicamente cinco designações, que são: F - bruto de fabricação, O - recozido, H - encruado, W - solubilizado e T - tratado termicamente, (MARTINS, 2008).

Dentre os vários tipos de tratamentos térmicos existentes, um bastante utilizado para ligas de alumínio é o de endurecimento por precipitação, onde é possível observar um notável aumento na dureza durante os estágios iniciais de precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada. Tal endurecimento é chamado de envelhecimento, pois aparece com o tempo, (MARTINS, 2008).

De acordo com (VAN VLACK, 1984) o processo de envelhecimento, podendo ser natural ou artificial, envolve o tratamento de solubilização seguido da têmpera para supersaturar a solução sólida. A amostra então é deixada a temperatura ambiente (natural) ou reaquecida a uma temperatura onde a precipitação ocorre mais rapidamente (artificial), por um tempo definido no projeto para que se atinja a dureza desejada.

A presença de partículas precipitadas fornece uma maior resistência por impedir ou dificultar a movimentação das discordâncias. O valor da dureza alcançada pela amostra da liga de alumínio é dependente da presença de partículas de segunda fase, da sua distribuição, tamanho e consequentemente da coerência destas partículas na matriz. O endurecimento por precipitação envolve etapas de solubilização sob elevada temperatura, têmpera e envelhecimento (MARTINS, 2008).

Figura 12. Representação esquemática das etapas do endurecimento por precipitação.



Fonte: Martins (2008).

### 3.3.1 Tratamento Térmico T6

Existem diversos tratamentos térmicos normalizados pela American Aluminium Association que podem ser aplicados em ligas de alumínio, especialmente nas ligas de fundição. O tratamento térmico mais utilizado industrialmente é o T6, devido as propriedades mecânicas que proporciona a liga e que se adequam a sua aplicação (KAUFMAN; ROOY, 2004; DJURDJEVIC, et al., 2012). Para o desenvolvimento deste trabalho, será este o tratamento térmico utilizado.

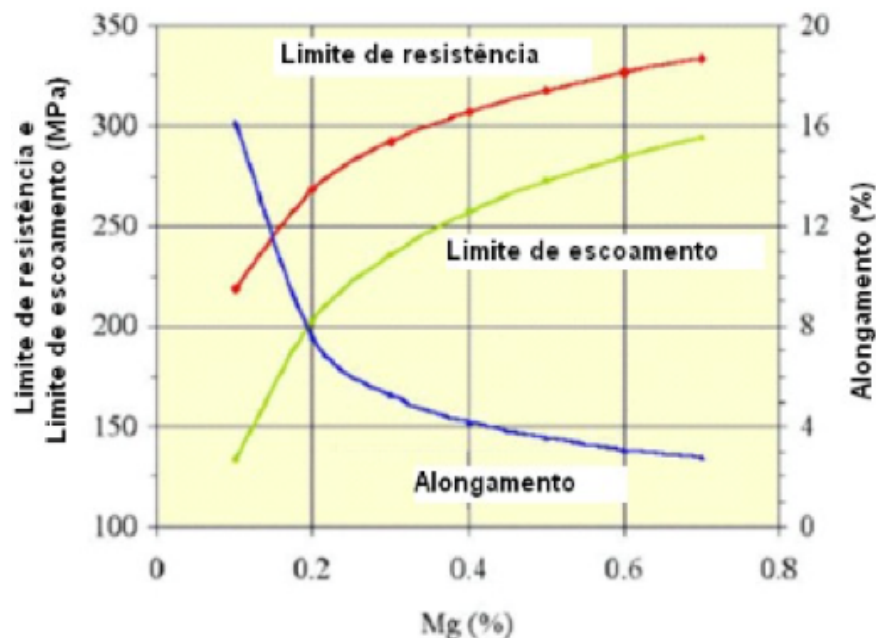
O ciclo térmico deste tratamento consiste em dois estágios. O primeiro é denominado por solubilização, o qual ocorre a temperaturas elevadas, próximas da temperatura eutética, cujos objetivos são: dissolver as fases intermetálicas, homogeneização da microestrutura e modificação do silício eutético; seguido de um resfriamento rápido de forma a evitar a difusão e precipitação

dos elementos de liga, resultando numa solução sobressaturada. Por outro lado, o segundo estágio é realizado para temperaturas muito mais baixas, designado por envelhecimento artificial. Esta etapa é realizada com o intuito de precipitar o soluto ( $Mg_2Si$ ) de forma controlada e dispersa pela matriz. Estes precipitados finos são responsáveis pelo endurecimento da liga e, consequentemente, pelo aumento da resistência mecânica, uma vez que restringem o movimento das discordâncias durante a deformação. O tempo de estágio do envelhecimento depende da temperatura utilizada no ciclo térmico e da espessura das secções da peça, por forma a ser possível obter o endurecimento máximo da liga, evitando tanto o subenvelhecimento como o sobrenvelhecimento, como mostra a figura 14 (KAUFMAN; ROOY, 2004; DJURDJEVIC, *et al*, 2012).

É importante destacar que o endurecimento por precipitação em ligas Al-Si-Mg tem um menor efeito sobre a ductilidade em relação ao endurecimento obtido pela simples adição de cobre (sem tratamento térmico) que apresenta um importante efeito fragilizante.

A Figura 13 apresenta o efeito do teor de magnésio sobre as propriedades mecânicas em ligas Al-Si após tratamento de endurecimento por precipitação.

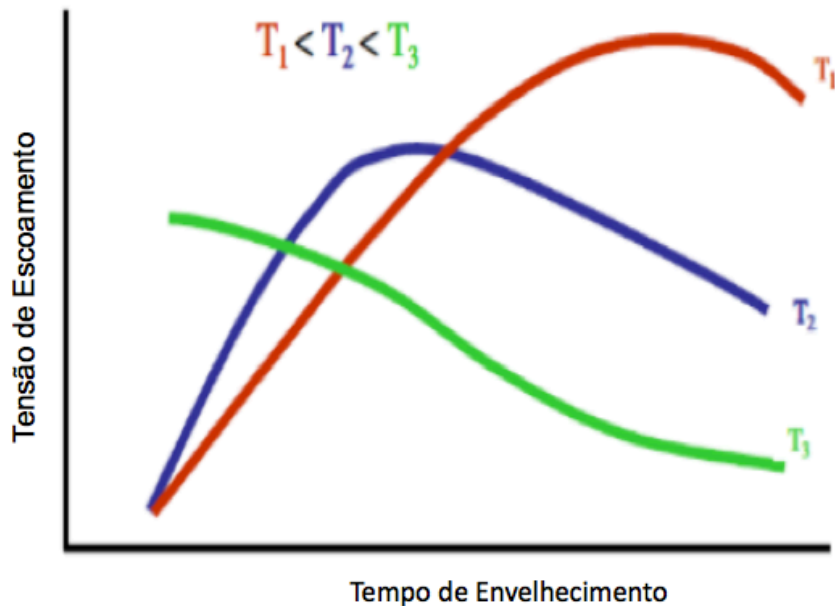
Figura 13. Efeito do teor de magnésio em ligas Al-Si após o tratamento de endurecimento por precipitação.



Fonte: Cast Aluminum Alloys (2000).



Figura 14: Variação da tensão de escoamento em função do tempo para diversas temperaturas de envelhecimento.



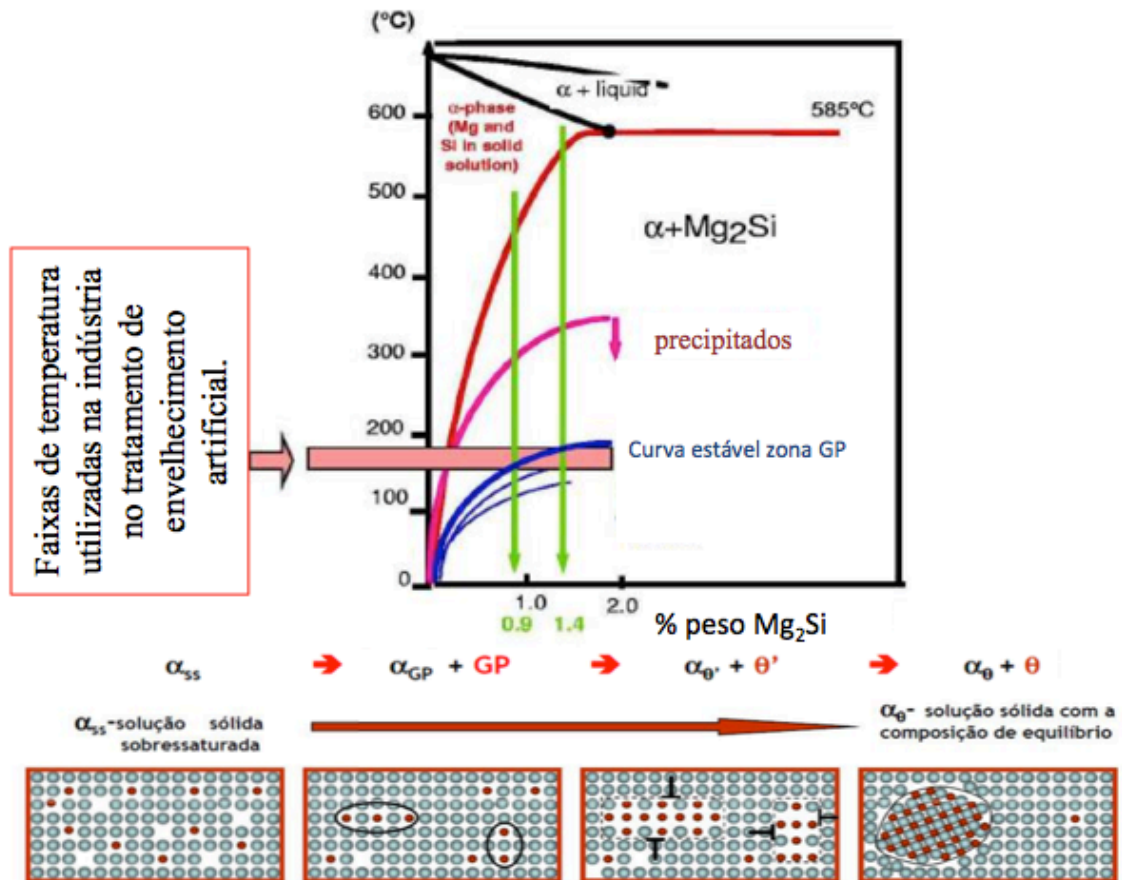
Fonte: Jacobs (1999).

A curva T<sub>1</sub> da figura 14 representa a temperatura de envelhecimento mais baixa, apresentando um endurecimento máximo para tempos de envelhecimento mais longos em relação as outras temperaturas, havendo o risco de subenvelhecimento. Por outro lado, a curva T<sub>3</sub> apresenta um endurecimento máximo muito prematuro, que pode levar ao sobrenvelhecimento da liga (JACOBS, 1999; LEE, S.L., et al, 2012).

### 3.4 MICROESTRUTURA

As ligas Al-Si-Mg são um sistema ternário que, após solidificação forma precipitados de equilíbrio Mg<sub>2</sub>Si. Estes precipitados são formados a partir de uma solução sobressaturada que, à medida em que a temperatura do sistema vai diminuindo, vão se formando zonas GP (Guinier-Preston) que por sua vez vão originar zonas de transição β', que são responsáveis pela precipitação da fase β (Mg<sub>2</sub>Si), como é possível observar na figura 15 (JACOBS, 1999).

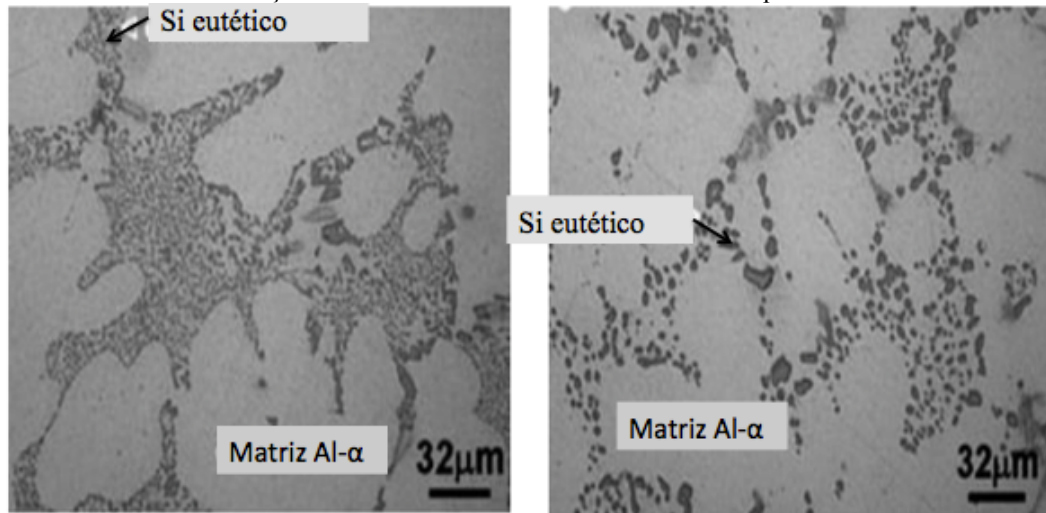
Figura 15. Diagrama de fase metaestável com um esquema ilustrativo da formação do precipitado  $Mg_2Si$ .



Fonte: Jacobs (1999).

O efeito do modificador do silício eutético altera a morfologia desta fase, contudo após o tratamento térmico T6, existe um aumento no tamanho das partículas de silício eutético, figura 16, em que este tende a “engrossar” e esferoidizar. Esta alteração na dimensão das partículas de silício eutético deve-se ao coalescimento provocado pela solubilização do tratamento térmico T6 (JACOBS, 1999; DJURDJEVIC, M.B., J.H. SOKOLOWSKI, and Z. ODANOVIC, 2012).

Figura 16. Lado esquerdo apresenta uma microestrutura com silício eutético modificado em estado bruto de fundição. Ao lado direito a mesma microestrutura após T6.



Fonte: DJURDJEVIC (2012).

### 3.5 TRATAMENTO DE BANHO

#### 3.5.1 Modificador do silício eutético

O uso de modificadores químicos em ligas com alumínio e silício hipoeutéticas (5% a 12%) tem sido objeto de investigação ao longo dos anos. Elementos como sódio e estrôncio beneficiam essencialmente as propriedades destas ligas, sendo a sua combinação a base dos elementos adicionados ao banho como modificadores do silício eutético após a sua estabilização.

A nível microestrutural, o modificador transforma a estrutura acicular do silício eutético em uma morfologia fibrosa. Quanto às propriedades mecânicas, após refinamento do tamanho de grão e tratamento térmico T6, existe uma evolução no sentido do aumento da resistência mecânica e ductilidade da liga, que são função do grau de modificação. É de salientar que a presença de fósforo, ainda que em concentrações muito pouco significativas (dezenas de ppm), diminui o efeito modificador do eutético do estrôncio e do sódio. O modificador do silício eutético é adicionado através de uma liga mãe, sendo as mais comuns Al3,5Sr e Al10Sr (KAUFMANN, J. G.; E. L. ROOY, 2004).

No entanto, a utilização de modificadores do silício eutético revelam-se contra produtivos, visto que aumentam a solubilidade do hidrogênio no banho e, naturalmente, favorecem a captação de hidrogênio por parte do banho aumentando a porosidade da liga. Além disso, promove o crescimento colunar dendrítico, causando um impacto negativo para as

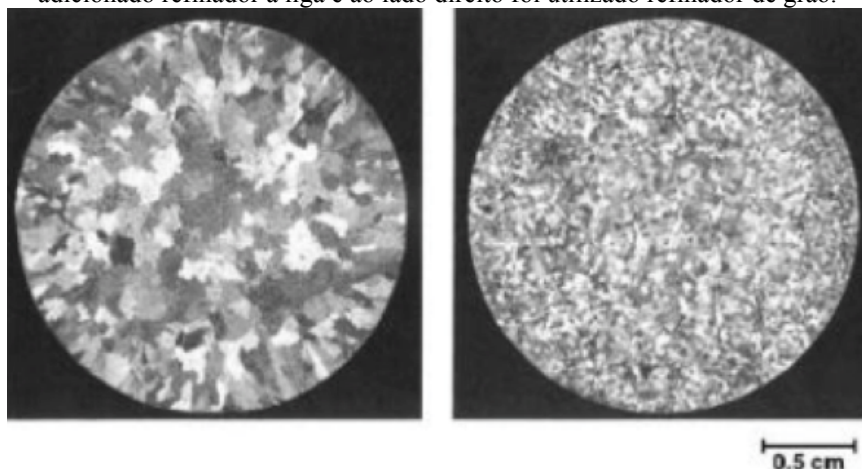
propriedades mecânicas da liga. Assim, há necessidade da incorporação de um refinador de grão de modo a prevenir o crescimento do mesmo (KAUFMANN, J. G.; E. L. ROOY, 2004).

### 3.5.2 Refinador de grão

Um número considerável de estudos mostram que interações entre titânio e boro e os seus intermetálicos, atuam eficientemente como refinadores de grão  $\alpha$  (alumínio primário), contribuindo para a formação de grãos finos e equiaxiais, figura 17, de maneira a combinar resistência mecânica e ductilidade, através da maximização da área superficial dos contornos de grão, (KAUFMANN, J. G.; E. L. ROOY, 2004).

Alguns estudos sugerem que a ductilidade é inversamente proporcional ao tamanho das células dendríticas. Por outro ponto de vista, a ductilidade é controlada pelo tamanho das partículas de silício de maior dimensão. Uma terceira teoria indica que a ductilidade depende da modificação do silício eutético, ou seja, para ligas não modificadas, esta propriedade é controlada pelo tamanho médio das partículas do silício eutético, enquanto que para as ligas modificadas é controlada pela sua distribuição. Assim, utilizam-se ligas mãe Al-Ti-B, que contêm partículas  $TiB_2$  e  $Al_3Ti$ , as quais são adicionadas ao banho em pequenas quantidades e agitadas de forma a dissolver rapidamente as partículas de  $Al_3Ti$  e introduzir titânio (soluto) para atuar como retardador do crescimento de grão após a nucleação. As partículas de  $TiB_2$  permanecem estáveis no banho e originam zonas para nucleação heterogênea (KAUFMANN, J. G.; E. L. ROOY, 2004).

Figura 17. Efeito do refinador de grão na liga de fundição Al7Si, onde na microestrutura ao lado esquerdo não foi adicionado refinador à liga e ao lado direito foi utilizado refinador de grão.

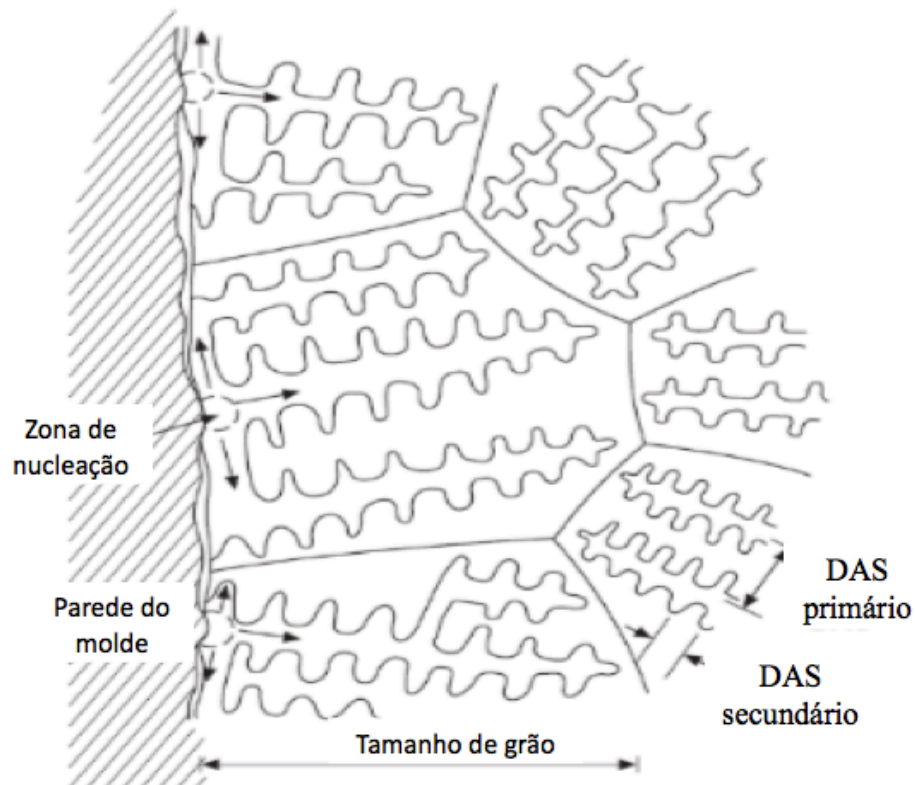


Fonte: Kaufman, J.G.; E.L. Rooy (2004).

O tipo e tamanho de grãos formados são função da composição da liga, velocidade de resfriamento e concentração efetiva de locais de nucleação de grão. Existem pelo menos duas medidas para caracterizar o tamanho das dendritas:

- Espaçamento interdendrítico dos braços: distância entre os braços das dendritas, que podem ser dos braços primários ou secundários, figura 18;
- Tamanho de células dendríticas: profundidade das células dendríticas (KAUFMANN, J. G.; E. L. ROOY, 2004).

Figura 18. Ilustração esquemática da formação de dendritas e classificação do espaçamento interdendrítico.

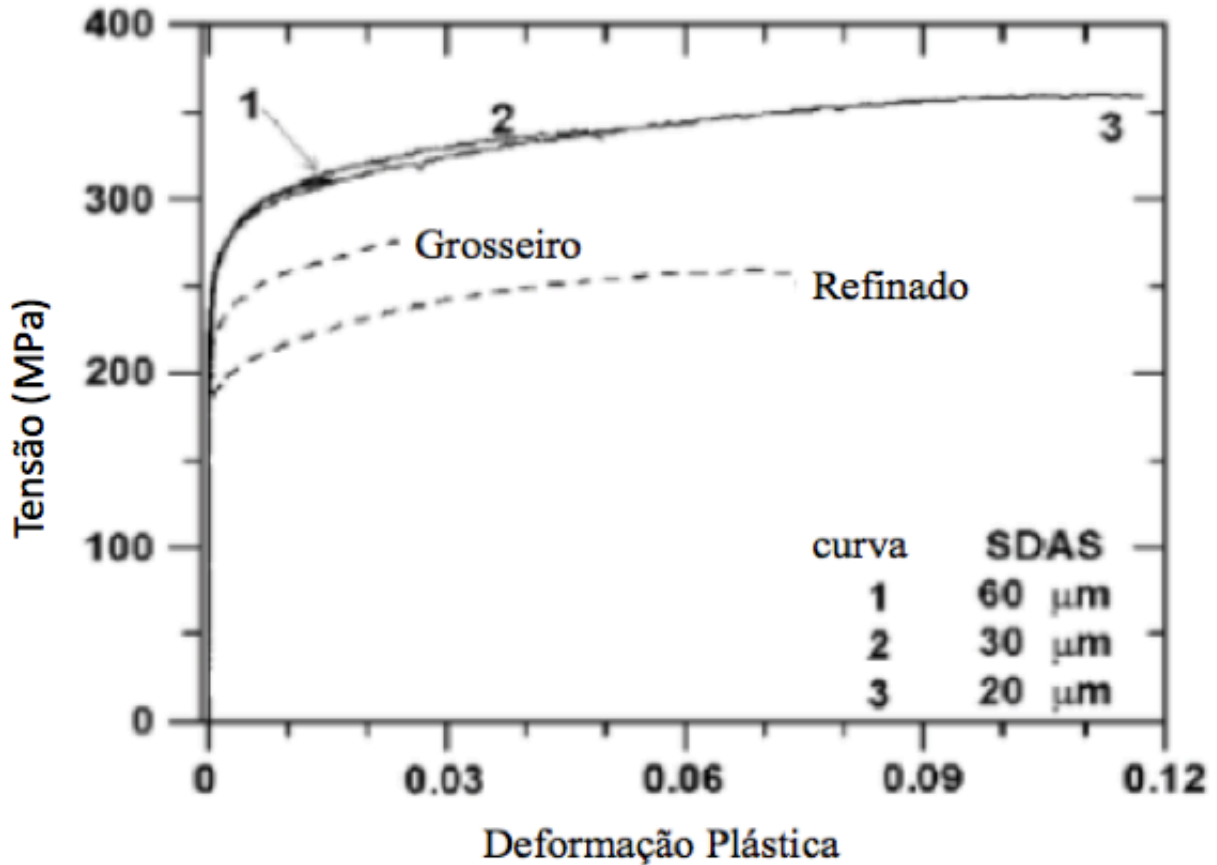


Fonte: Gruzleski, J.E.; B.M. Closset; A.F. Society (1990).

Para ligas de alumínio, o fator elementar microestrutural que afeta as suas propriedades, bem como a porosidade, é o espaçamento interdendrítico dos braços secundários (SDAS – espaçamento dendrítico secundário). Ao contrário do que era esperado, e segundo o estudo realizado em ligas Al7Si0,3Mg por Benzerga et al (2001), espaçamento interdendrítico dos braços primários (DAS – espaçamento dendrítico primário) mais refinado provocam uma diminuição acentuada da tensão de escoamento relativamente a DAS mais grosseiros. Contudo, em estudos mais recentes, foi provado que o SDAS não afeta minimamente a tensão de

escoamento mas sim a ductilidade da liga, ou seja, SDAS mais curtos aumentam a ductilidade da liga, figura 19. (SAMUEL, E., et al., 2013; WANG, Q.G., et al., 2010).

Figura 19. Curvas tracejadas de tração representam o estudo de Benzerga et al., 2001 e as restante curvas foram apuradas em estudos mais recentes, ambos na liga A356-T6.



Fonte: SAMUEL, E., et al. (2013); WANG, Q.G., et al., (2010).

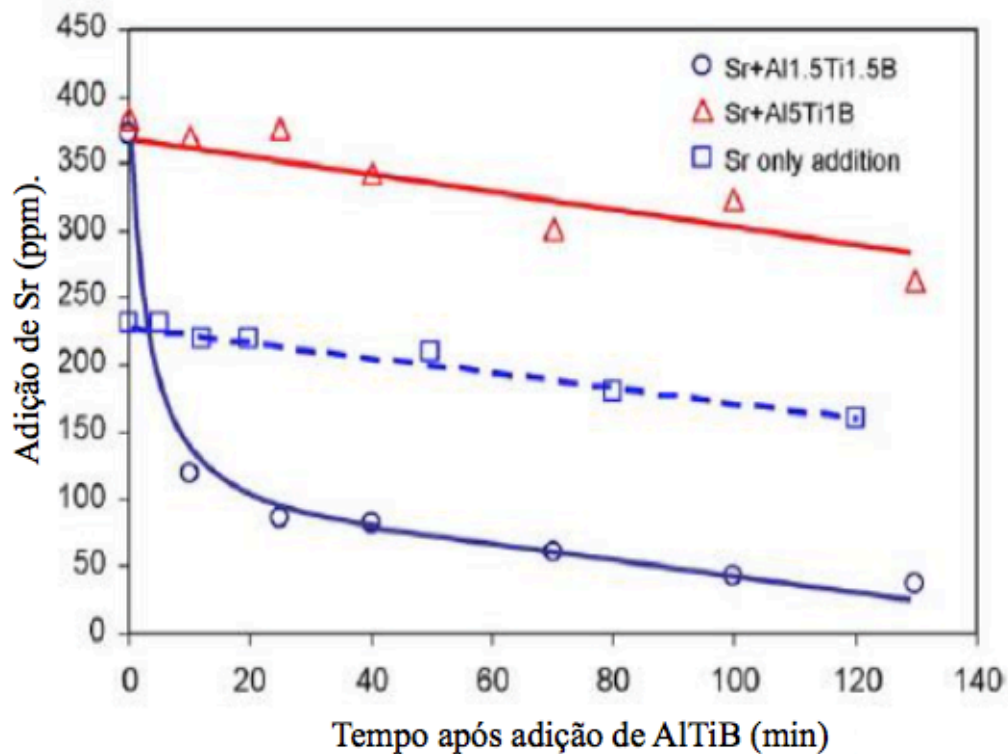
O efeito do modificador, aliado ao refinador de grão, também se faz notar no tamanho de grão dendrítico quando são alteradas algumas das variantes, como espessura da peça e temperatura de vazamento (SHAO-CHUN, S., Y. BO; L. MAN PING, 2012).

O refinador de grão pode alterar a concentração e a morfologia dos poros dos fundidos. Em muitos casos, a redução da porosidade ocorre devido a introdução do refinador de grão, uma vez que o tamanho de grão diminui com o aumento do teor em titânio e, conseqüentemente, o tamanho do poro também é reduzido (WANG, Q. G. et al., 2010).

### 3.5.3 Interação entre refinador e modificador no banho

O principal objetivo de se estudar a combinação de ligas mãe de estrôncio e Al-B/Al5Ti1B, sugerem interações negativas entre o estrôncio e os refinadores de grão adicionados. Os refinadores de grão podem reduzir o teor de estrôncio disponível para atuar como modificador, ou seja, é necessário introduzir uma maior quantidade deste elemento para neutralizar este efeito nocivo. Em contra partida, existem estudos que avançam que a utilização da liga mãe Al5TiB é mais eficiente quando comparada com a liga mãe Al1,5Ti1,5B, uma vez que esta última perde mais rapidamente o estrôncio do modificador, especialmente após a sua adição no início da etapa, perdendo assim o seu efeito modificador do eutético. Em acréscimo a este aspecto negativo e pela experiência adquirida pela indústria, o estrôncio é o elemento que pode desaparecer do banho por fenômenos de oxidação e/ou vaporização, figura 20 (Lu, L., A.K. Dahle, 2006; Samuel, E., et al. 2013).

Figura 20. Dissipação e aproveitamento do estrôncio em função do tempo após a introdução do refinador de grão no banho. A reta tracejado é em função do tempo após a adição do modificador com Sr.



Fonte: Lu, L. and A.K. Dahle (2006)

O refinamento apreciável é atingido a partir dos 0,02% Ti ou 0,004% B, ou seja, para teores de 0,1% Ti ou 0,02% B, o efeito refinador destes elementos torna-se supérfluo no caso dos refinadores Al5TiB e Al4B. Porém, existe uma alteração na evolução do tamanho de grão para teores 0,5% Ti (0,1%B) para as restantes ligas mãe. Os valores registrados mostram uma deterioração no efeito do refinamento de grão, ou seja, uma alteração no declive das curvas. Este efeito pode estar relacionado com a interação B-Sr do refinador com o modificador e com a contribuição do aumento do número de partículas de TiB e AlTi no refinamento de grão. Não deixa de ser interessante que esse efeito não tenha expressão para os refinadores Al5TiB e Al4B (LU, L., A.K. DAHLE, 2006; SAMUEL, E., et al. 2013).

Como já referido, existe uma interação entre o estrôncio e boro adicionados que leva a perda do elemento modificador, formando partículas de SrB, com uma temperatura de fusão próxima dos 2500 °C. A relação entre os átomos de Sr e B indica que vai haver um consumo de átomos de boro que não vão contribuir para o efeito do refinamento de grão, alterando a eficiência do refinador. Assim, é necessário adicionar uma quantidade de refinador mais elevada do que teoricamente previsto (LU, L., A.K. DAHLE, 2006; SAMUEL, E., et al. 2013).

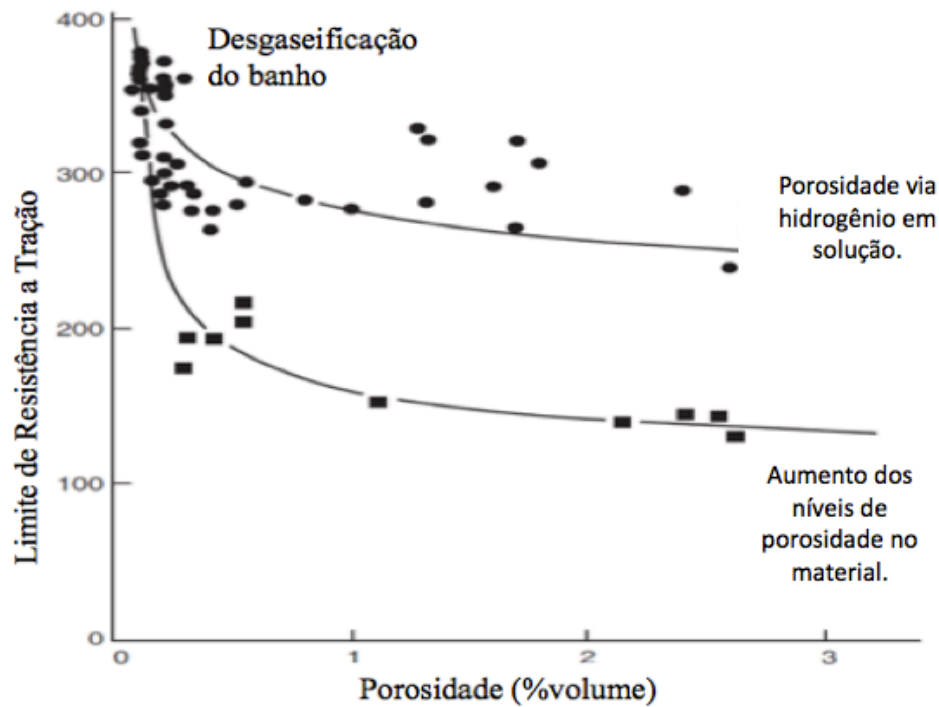
#### 3.5.4 Desgaseificação do banho

A desgaseificação do banho, em ligas de alumínio de fundição, é uma etapa realizada entre a fusão da carga e o vazamento, mais propriamente após a adição de refinadores e/ou modificadores, com o principal objetivo de remover o hidrogênio dissolvido no banho e, sempre que possível, as inclusões não metálicas formadas (óxidos).

A solidificação de peças com geometrias complexas e seções de espessura variável, criam condições propícias a formação de porosidade. A porosidade em ligas de alumínio é, essencialmente, causada pela presença do hidrogênio em solução no estado líquido, formação de bifilmes e/ou pela contração durante a solidificação, trazendo efeitos negativos as propriedades mecânicas da liga. A figura 21 demonstra que conforme tem-se um aumento dos níveis de porosidade, os limites de resistência mecânica da peça diminuem sensivelmente, logo uma desgaseificação no banho se faz necessária para que se garantam níveis adequados de resistência mecânica. (KAUFMANN, J. G. and E. L. ROOY, 2004; DISPINAR, D. et al, 2010).



Figura 21. Variação da resistência mecânica de uma liga Al11,5Mg em função dos níveis de porosidade na peça.



Fonte: Dispinar, D.; J. Campbell (2011)

### 3.6 SISTEMA DE ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS FUNDIDAS

O projeto do sistema de canais deve permitir o completo preenchimento da peça fundida em uma determinada temperatura e intervalo de tempo, de forma que seja garantida sua sanidade interna. Além da sanidade, o projeto deve auxiliar na velocidade de preenchimento, rendimento metálico e um posicionamento que favoreça a alimentação. Em resumo, o projeto do sistema de canais deve ir além de servir como conduto para o enchimento da peça (BALDAM, 2014).

Ele visa principalmente:

- Reduzir a turbulência do fluxo de metal a medida que percorre o sistema e penetra o molde. A turbulência leva ao arraste de escória, inclusões exógenas, captação de ar e de gases, podendo provocar defeitos na peça, devido a presença de óxidos e bolhas;
- Permitir o preenchimento do molde em um tempo predeterminado, de acordo com as características da peça e do molde;
- Evitar a formação de regiões de baixa pressão evitando a aspiração de ar e gases;

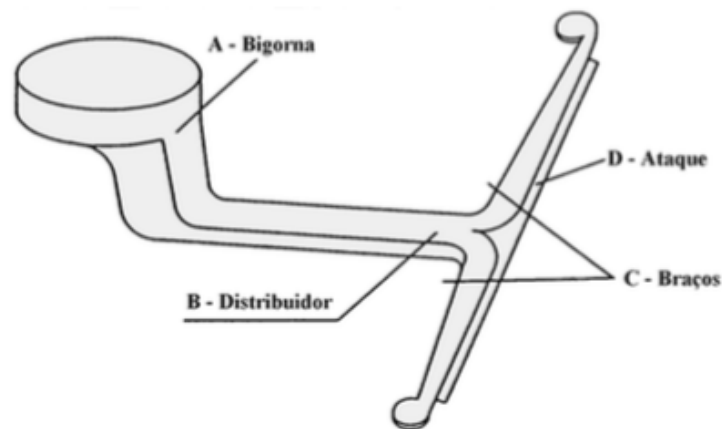
- Contribuir para o estabelecimento de gradientes térmicos que facilitem a alimentação da peça;

Normalmente, o sistema de alimentação usado em fundição sob pressão é do tipo convergente em direção aos ataques.

### 3.6.1 Sistema de Canais e Subdivisões

A figura 22 mostra as principais partes do sistema de alimentação que é empregado em fundição sob pressão.

Figura 22. Principais partes de um sistema de alimentação.



Fonte: Oscar Frech (2000).

Recomenda-se que os ataques sejam posicionados sempre no sentido da largura da peça e não no comprimento, para que o metal possa percorrer o menor caminho possível (regra básica), mas isto nem sempre é possível devido a geometria da peça. O ataque também deve ser posicionado de forma a facilitar a alimentação, isto é, deve ser posicionado na frente da região mais espessa para facilitar a ação da terceira fase ou recalque da injeção. A velocidade para as ligas de alumínio deve de preferência ser menor que 60 m/s, para não reduzir a vida útil do molde. A tabela 3 indica velocidades a serem seguidas de acordo com o material injetado (OSCAR FRECH).

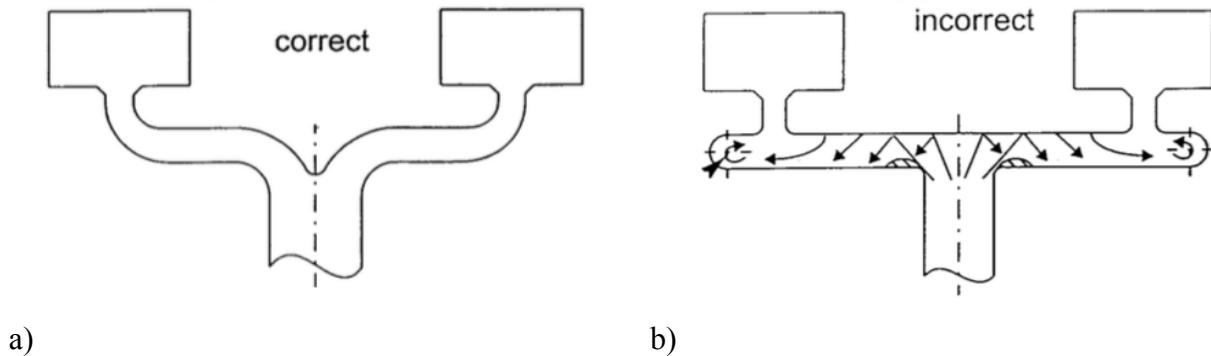
Tabela 3. Velocidades recomendadas em m/s no canal de ataque para algumas ligas.

MATERIAL	PAREDE GROSSA	PAREDE NORMAL	PAREDE FINA
Al	15 a 30	35 a 45	45 a 55
Zn	25 a 35	35 a 45	45 a 55
Mg	25 a 35	35 a 50	50 a 90
Latão	20 a 25	25 a 35	35 a 50

Fonte: Oscar Frech (2000).

Com relação ao formato geral do sistema de alimentação, sugere-se que o mesmo siga sempre que possível a forma da figura 23a, isso minimiza a turbulência do metal líquido pelo interior do molde, minimizando os defeitos de fabricação e desgaste da molde.

Figura 23. Desenho do sistema de distribuição, a) favorece enchimento com menor desgaste da molde e menor turbulência e b) maior turbulência e maior desgaste do molde.



Fonte: Oscar Frech (2000).

### 3.7 SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA FUNDIÇÃO

Vários defeitos de fundição foram percebidos analisando a placa reforçadora de solo. Defeitos de rechupe, porosidades e solda fria são frequentemente encontrados nas placas.

Visando propor alterações no projeto de fabricação para minimizar estes defeitos, faz-se necessário a utilização de softwares específicos para esta finalidade.

Para que fosse possível realizar este estudo de forma virtual, foi utilizado o software CAE *Click2Cast*.

### 3.7.1 *CLICK2CAST*

O *Click2Cast* é um software comercial Computer Aided Engineering (CAE) que utiliza a teoria Finite Element Method (FEM) para fazer uma aproximação numérica utilizando equações diferenciais. Como todo FEM, o *Click2Cast* discretiza a geometria em uma quantidade finita de pedaços, que são chamados de elementos, no caso do *Click2Cast*. Este processo chamado de criação de malha, feito de forma automática pelo software, o que simplifica muito o trabalho de processamento (VULCAN, 2007).

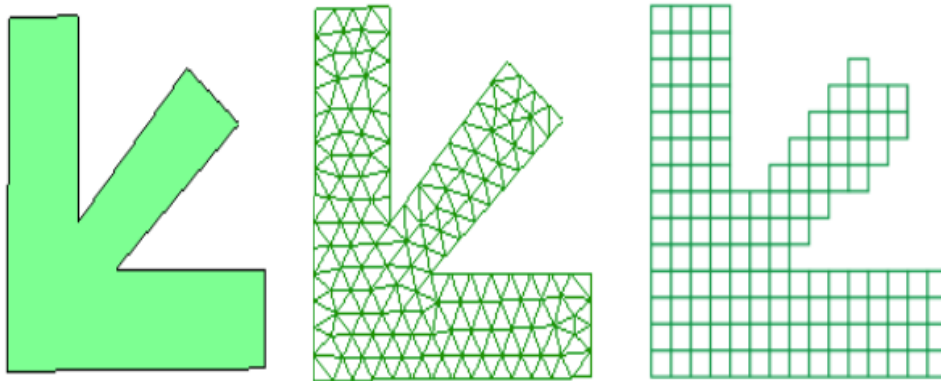
Para a realização da simulação são necessárias a definição das condições de entrada ou condições de contorno, tais como: tipo de processo de fundição a liga e a temperatura no momento da injeção, o material da molde e a temperatura de preaquecimento, as pressões e tempo de duração de cada etapa de aplicação, o comprimento do tubo pescador. Sumariamente, as etapas para a execução da simulação consistem (RAVI, 2010).

- Modelagem da peça num *software* de desenho;
- Geração da malha, formada por elementos como triângulos ou retângulos;
- Seleção do material que será injetado na simulação;
- Determinação do material, temperatura de preaquecimento e distância da molde;
- Definição dos parâmetros de tempo e intensidade de pressão aplicados;
- Processamento das entradas;
- Pós-processamento para visualização dos resultados: preenchimento da cavidade, solidificação, módulo de solidificação, aprisionamento de gases, solda fria, porosidades e rechupes.

### 3.7.2 VISÃO MATEMÁTICA DO *CLICK2CAST*

O *Click2Cast* trabalha com uma malha não estruturada, que por sua vez é muito mais complexa de ser criada, mas que gera um resultado muito melhor principalmente no contorno da geometria, que no caso da simulação da fundição é onde ocorrem todas as trocas de calor com o molde. A Figura 24 mostra a geometria original a esquerda, uma malha não estruturada ao centro e uma malha estruturada a direita. A imagem demonstra que uma malha estruturada distorce muito mais a geometria original, gerando resultados ruins nessas regiões (VULCAN, 2007).

Figura 24. Tipos de malhas na simulação via *Click2Cast*



Fonte: (Vulcan, 2007).

A geometria do elemento da malha do *Click2Cast* é um tetraedro, sendo possível determinar seu tamanho durante o processo de criação da malha, fazendo com que o usuário possa determinar a relação entre o custo e benefício entre criar uma malha menor, com mais elementos e mais precisa, mas que leve um tempo de processamento computacional muito maior para ser calculado. Uma vez tendo o problema discretizado, um software de CAE tem que ser capaz de montar suas matrizes de cálculo e com suas equações constitutivas e resolver o problema em questão. O motor computacional que integra essas equações e possibilita esses cálculos complexos é chamado de solver. O solver utilizado no *Click2Cast* é o Kratos, que é desenvolvido pelo CIMNE e tem apoio da comunidade de pesquisadores e desenvolvedores de todo o mundo, pois ele é Open-Source, (M. CHIUMENTI, 2005).

O Kratos é um solver (motor computacional do software) que trabalha utilizando computação paralela, ou seja, ele é capaz de dividir a matriz principal para que os cálculos sejam feitos por todos os processadores do computador, diminuindo assim o tempo de cálculo total. Ele também é multi-físico, pois calcula o metal interagindo com o ar durante o processo de preenchimento. Em relação às capacidades de cálculo CFD (categoria de software capaz de calcular a dinâmica de um fluido durante o seu escoamento) do Kratos tem-se: Equações 2D e 3D de Navier-Stokes considerando fluidos compressíveis e incompressíveis em regime laminar ou turbulento. Análises transientes. Formulação Lagrangiana, Euleriana e ALE. Várias técnicas de estabilização (OSS, ASGS, FIC, SUPG...), (R. ROSSI, 2012).

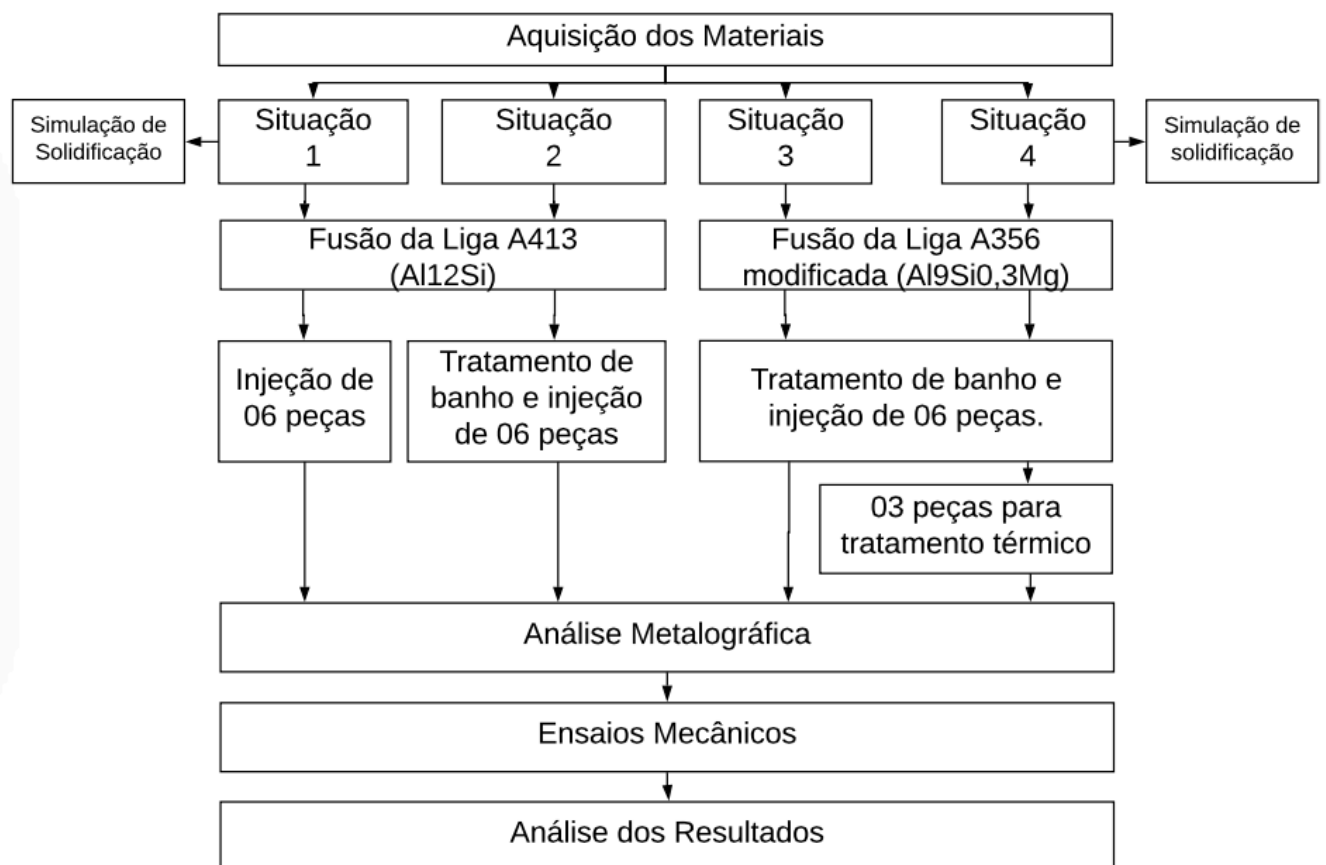
Na área térmica tem-se: Transferência de calor por condução, convecção e radiação. Soluções para situações transientes e envolvendo cálculo acoplado com CFD e mecânico. Todas as equações constitutivas utilizadas no Kratos podem ser achadas no livro *Constitutive Modeling*

and Numerical Simulation of Foundry Processes (M. CHIUMENTI, 2005) e a formulação teórica que define o comportamento do escoamento da superfície livre pode ser detalhadamente explorada no trabalho An Efficient Edge-Based Level Set Finite Element Method For Free Surface Flow Problems (R. ROSSI, 2012), não sendo portanto o foco principal deste trabalho desenvolver estas equações.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

O planejamento dos experimentos é um método para aumento de eficiência quando se trata de procedimentos experimentais. Assim, busca-se minimizar o número destes experimentos, evitando repetições desnecessárias e erros, contribuindo para a viabilidade econômica e prática dos experimentos (BUTTON, 2005). A Figura 25 exibe o fluxograma da metodologia utilizada na parte experimental do presente trabalho.

Figura 25. Fluxograma da metodologia dos experimentos.



Deste ponto do trabalho em diante, convencionou-se, para melhor entendimento do leitor, designar nomes as diferentes situações relacionadas a fabricação das peças sugeridas neste trabalho, a saber:

- Situação 1 – Quantidade de 150kg de material da liga SAE 305 fundido e injetado, sem tratamento de banho, conforme processo atual de fabricação. Nesta etapa ocorreu a fabricação de 06 peças.

- Situação 2 – Fusão da liga SAE 305 e introdução ao banho de agente modificador de silício, refino de grão e desgaseificante;
- Situação 3 – Fusão da liga Al9Si0,3Mg com agente modificador de silício, refino de grão e desgaseificante e fabricação de 06 peças;
- Situação 4 – Nesta condição, das 06 peças fabricadas de acordo com a situação 3, a metade, ou seja, 03 peças foram separadas para tratamento térmico T6.

Da produção das peças referente as situações 1, 2 e 3 foram retirados material para usinagem dos corpos de prova para ensaios mecânicos e metalográficos. Para cada condição citada foram usinados 06 corpos de prova para ensaio de tração, 03 corpos de prova para ensaio Charpy além de material para ensaio de dureza e análise metalográfica. Na situação 4, onde ocorreu tratamento térmico T6 de 03 peças fabricadas com a situação 3, foram retirados também 05 corpos de prova de tração e 03 corpos de prova para ensaio Charpy e realizado demais ensaios de dureza e metalografia.

Para a realização da simulação de defeitos na solidificação da peça, foram utilizados os parâmetros das situações 01 e 04.

Atualmente o processo utilizado pelo AGGC na fabricação dos reforçadores de solo é o da situação 1.

Os produtos utilizados na fabricação das situações 2, 3 e 4, como escorificante, elemento modificador do silício, refinador de grão e fluxo desgaseificante, estão discriminados na tabela 4. As concentrações de cada elemento estão descritas em faixas devido a confidencialidade do fabricante.

Tabela 4. Faixas de concentração dos elementos insumos utilizados para tratamento de banho.

Composição dos Ingredientes		
	Substância	Concentração (%)
Escorificante	Cloretos	40 – 50
	Sódio	20 – 30
	Potássio	10 – 20
	Total	100
Modificador de silício	Cloretos	30 – 40
	Sódio	15 – 25
	Potássio	10 – 20



	Fluoreto de Sódio	20 – 30
	Total	100
Refinador de Grão	Sal de Titânio	10-20
	Sal de Boro	35-55
Desgaseificante	Cloretos	40 – 50
	Nitratos	35 – 45
	Fluoretos	2 – 5
	Carbono	3 – 10
	Total	100

Fonte: FISPQ Fabricante.

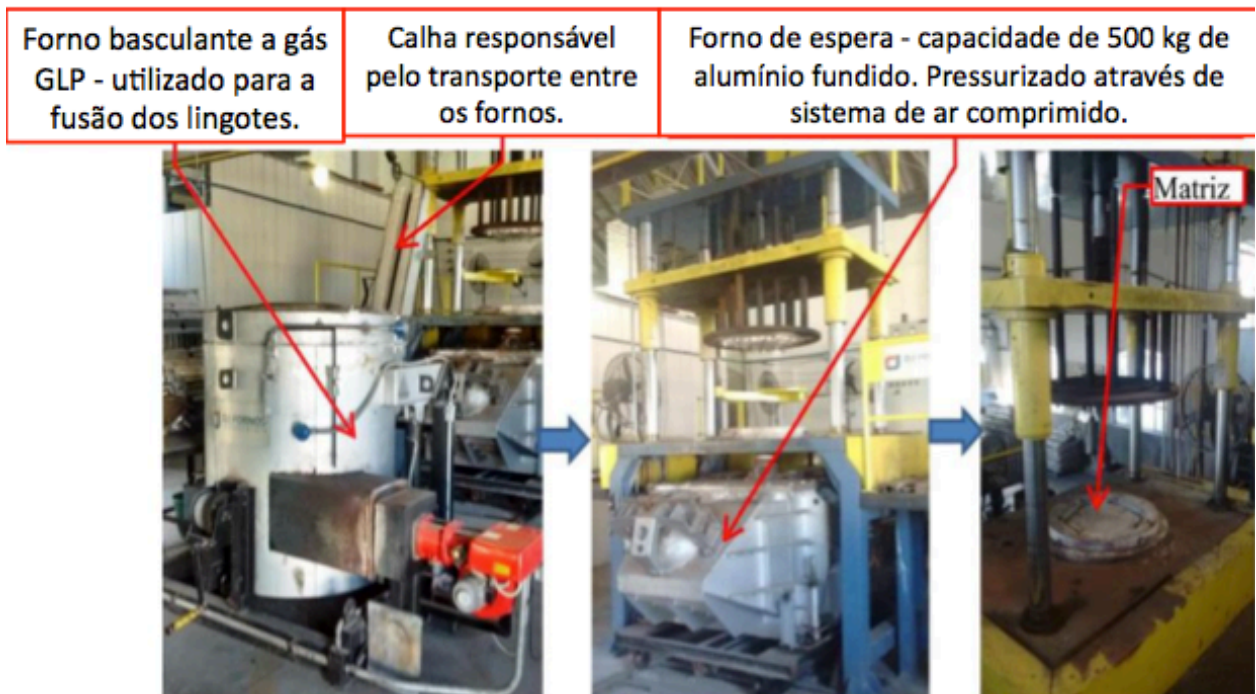
#### 4.1 PROCESSO DE INJEÇÃO SOB BAIXA PRESSÃO

O processo de fabricação da placa reforçadora de solo no Arsenal de Guerra em General Câmara, inicia-se com a fusão dos lingotes no forno basculante com cadinho de carbetto de silício, aquecido a gás GLP através de um queimador automático monobloco MKT 150515 EVO, que é constantemente abastecido por uma central de gás com capacidade de armazenamento de 2000 kg. Posteriormente a fusão da liga, o que leva aproximadamente 120 minutos, o metal fundido é vazado através de uma calha de transporte com revestimento refratário, que realiza a ligação com o forno elétrico (forno de espera) da injetora, responsável pela injeção das peças. Nele, há uma peça acoplada de 1200mm de comprimento e 30mm de diâmetro, que é por onde transcorre o fluxo metálico para preenchimento do molde permanente, chamado de tubo pescador. O material do tubo pescador é de ferro fundido cinzento e o mesmo possui revestimento com massa e tinta refratária, de modo que o material do tubo pescador não entra em contato direto com o banho, devido a esta proteção. O metal fundido permanece no forno mantendo ou alterando sua temperatura conforme necessidade, até o momento da injeção. A injeção é realizada através da pressurização do forno. A capacidade dos fornos é de 500 kg de alumínio, sendo normalmente utilizada a sua capacidade plena.

A pressão atua sobre a superfície do líquido obrigando-o a subir pelo tubo pescador (cerâmico), que fica imerso no banho dentro do forno elétrico, em direção ao molde permanente.

A figura 26 demonstra os principais componentes da máquina injetora, exemplificando o processo.

Figura 26. Processo de injeção sob baixa pressão empregado na fabricação das peças.



Fonte: Autor

#### 4.1.1 FABRICAÇÃO DAS PEÇAS

Para fabricação das peças com os parâmetros das situações 1 e 2 foram fundidos 150 kg de alumínio SAE 305 (Al12Si), fornecidos através de lingotes de 10 kg. O material foi aquecido até a temperatura de 700°C, logo acima da temperatura *liquidus* da liga, que corresponde a 650°C (ASM HANDBOOK, 1992), e basculado para o forno de espera. Nesta etapa foram utilizados 7,5 kg (0,5%) de escorificante para eliminação de impurezas, conforme indicação do fornecedor.

O molde permanente foi pré aquecido manualmente via maçarico a aproximadamente 300°C, pois a mesma não possui sistema de aquecimento e resfriamento automático. Desta forma foram fabricadas 06 peças e identificadas como situação 1 e separadas.

Após esta etapa ocorreu o processo de tratamento de banho. Foram inseridos ao banho 9,75kg (0,65%) de modificador de silício eutético e aguardado toda dissolução do mesmo. Em seguida foi acrescido 5,25kg (0,35%) de refinador de grão e por fim o material foi desgaseificado.

Foram fabricadas mais 06 peças nesta etapa e identificadas como situação 2. A temperatura de tratamento do banho ocorreu em 700°C ± 15°C e a temperatura de injeção foi de 670°C.

Para a fabricação das peças relacionadas as situações 3 e 4 foram fundidos outros 150 kg dos lingotes da liga de alumínio Al9Si0,3Mg hipoeutética, respeitando os procedimentos anteriores com relação ao tratamento de banho e pressões do processo. A única alteração com relação ao processo anterior foi a temperatura de superaquecimento, que foi de 750°C, sendo 135 °C acima da temperatura *liquidus* da liga A356, que é de 615°C, (ASM HANDBOOK, 1992). Sendo assim o material foi injetado e fabricadas 06 peças, identificadas e separadas. Do total de 06 peças 03 delas foram separadas para tratamento térmico.

A injetora possui controle, através do CLP, ao *set up* de 8 variações de tempo e pressão. Para estes experimentos foram utilizados 4 variações que estão descritas na tabela 5 e foram determinadas através da prática diária do operador da máquina.

Tabela 5. Parâmetros de pressão utilizados nos processos de fabricação.

Estágio	Pressão (mbar)	Tempo (s)
1	280	1
2	300	3
3	350	5
4	400	8

Fonte: AGGC

Durante a pressurização, na prática, ocorre um primeiro estágio que corresponde a pressurização do forno de injeção e o início do preenchimento do tubo pescador, enquanto que o segundo e terceiro estágio ocorre efetivamente o total preenchimento do molde permanente e a quarta e última etapa refere-se a pressão de recalque, responsável pela alimentação da peça durante a contração do material, evitando defeitos decorrentes.

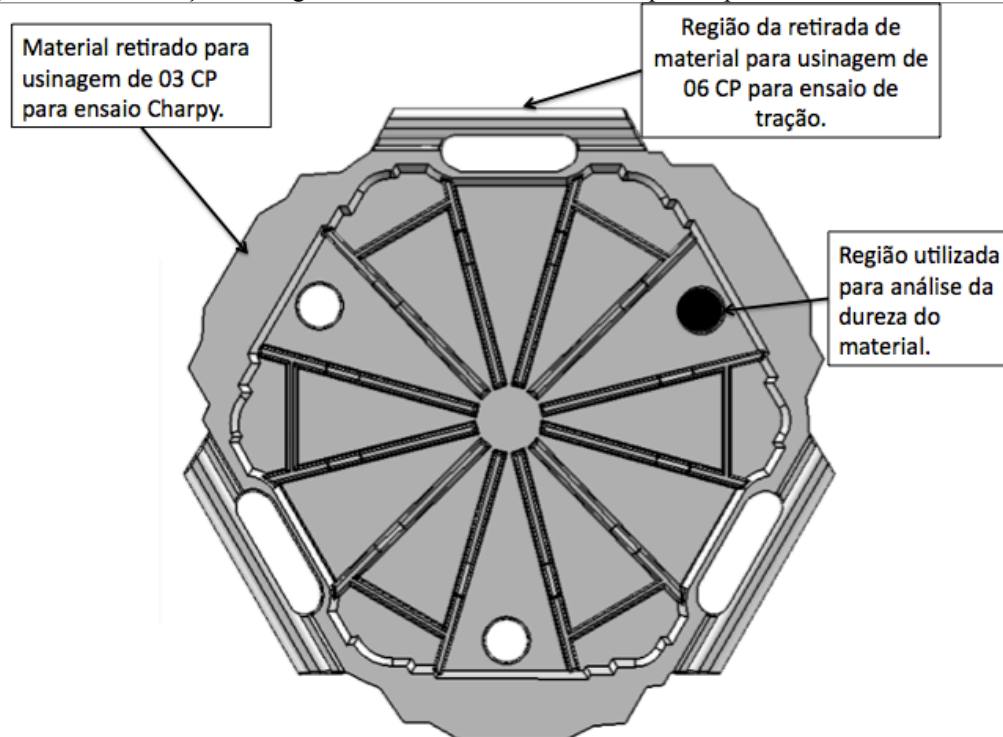
#### 4.1.2 TRATAMENTO TÉRMICO T6

Os critérios de tempo e temperatura para o tratamento térmico T6, realizado na peça 4, seguiu aos padrões ASTM B917/B917M-2001 utilizado para a liga A356. Isto posto, as peças ficaram expostas a solubilização por 08 horas a 540°C, seguidas de resfriamento rápido em água e posteriormente submetidas em forno a 155°C por 06 horas para envelhecimento artificial.

## 4.2 EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS

Para usinagem dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalográficos, foram designadas regiões a serem coletados os materiais a serem usinados, sendo cada uma delas identificadas na figura 27.

Figura 27. Identificação das regiões onde foram retirados os corpos de prova.



Fonte: Autor

Conforme estabelecido na figura 27 a região de retirada de material para o ensaio de tração e impacto ocorreu onde há maior massa e, desta forma, sendo possível a garantia das dimensões. Foram usinados 05 corpos de prova para tração e 03 corpos de prova de impacto para cada tipo de peça, totalizando 20 corpos de prova de tração e 12 corpos de prova de impacto.

Como a simetria da peça é radial, entende-se que não há diferença nas condições de solidificação.

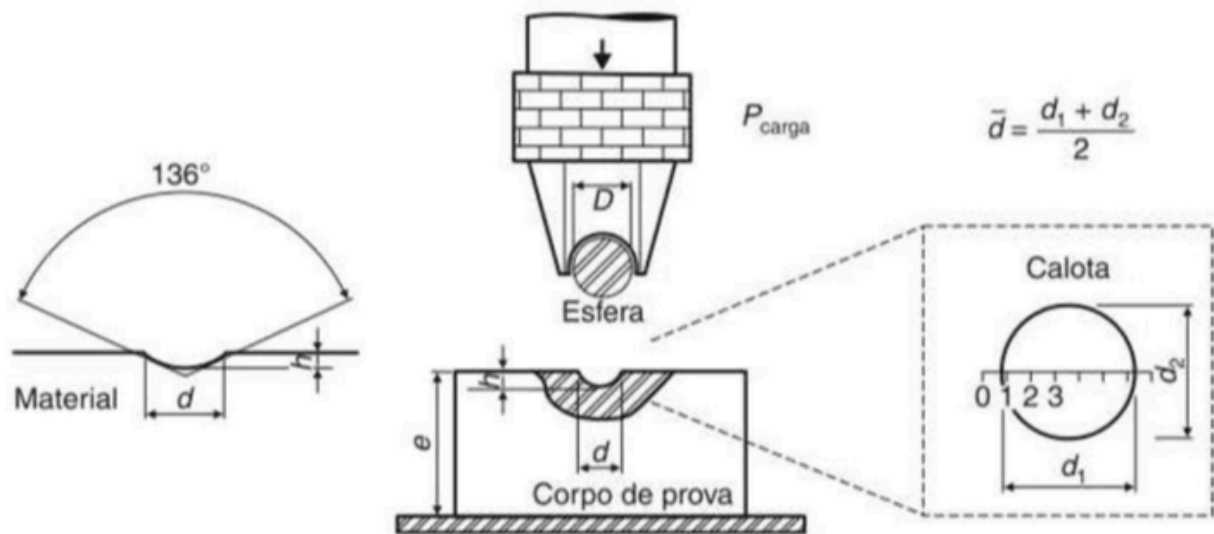
Para a análise da composição química, ensaio de dureza e metalografia optou-se pela retirada dos corpos de prova da região central da placa, em formato cilíndrico. Todos os corpos de prova cilíndricos tiveram a face interna analisada, conforme demonstrado na figura 27.

#### 4.3 ENSAIO DE DUREZA BRINELL

Para o ensaio de dureza Brinell, foi retirado a amostra da peça na região indicada na figura 27. O ensaio foi realizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS em durômetro da marca Wolpert, modelo D-6700. Os ensaios foram realizados utilizando-se o indentador esférico de 2,5 mm com aplicação da força de 62,5 kgf, por 15 segundos.

A figura 28 demonstra, de forma esquemática, como é realizado o ensaio de dureza Brinell do material.

Figura 28. Representação do ensaio de dureza Brinell.



Fonte: Garcia (2012)

#### 4.4 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise da composição química dos lingotes utilizados para a fabricação das peças foi realizada em um espectrômetro de emissão óptica da marca Bruker modelo Q2ION, no laboratório de Fundição da UFRGS. O princípio de funcionamento desse método é baseado na medição de três grandezas físicas básicas da luz ou da onda eletromagnética: intensidade (ou amplitude), frequência e polarização (ângulo de vibração) (SERWAY; RAYMOND, 2011). No espectrômetro de emissão óptica essas grandezas físicas são visualizadas com a excitação do corpo de prova por meio de uma tensão elétrica, fornecida através de um eletrodo para que seja

possível visualizar as três grandezas físicas da luz emitida por cada elemento químico constituinte na liga, as quais são medidas pela óptica ultravioleta do equipamento.

#### 4.5 ANÁLISE METALOGRAFICA

Após corte, embutimento e identificação dos corpos de prova, a superfície de cada amostra foi preparada utilizando-se lixas com granulometria de 120# até 1200# utilizando água corrente como fluido e polidas com o auxílio da politriz metalográfica com suspensão de pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  e 0,5  $\mu\text{m}$  e álcool como lubrificante.

As análises foram realizadas com e sem ataque químico. Na metalografia com ataque dois reagentes foram utilizados: água régia, solução de  $\text{HNO}_3$  e  $\text{HCl}$  proporção [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.

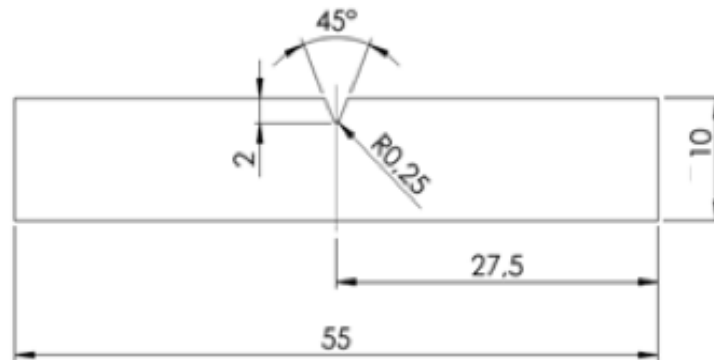
Durante o ataque, as amostras foram expostas aos reagentes por 3, 5 e 10 segundos; após cada ataque a amostra era limpa com álcool, seca com auxílio de jato de ar e analisada no microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX60M, o qual possui uma câmera com resolução adequada, ligada ao computador via cabo USB para a captura das imagens.

#### 4.6 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

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). Como neste trabalho tem-se a pretensão de melhorar as propriedades mecânicas da peça em questão, o ensaio torna-se fortuito.

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 10x10x55mm 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 29.

Figura 29. 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 de prova, acabamento superficial e dimensões do entalhe tem grande importância neste ensaio (HAAG; FABRICIO; REGULY, 2013).

O equipamento utilizado para o ensaio de 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.

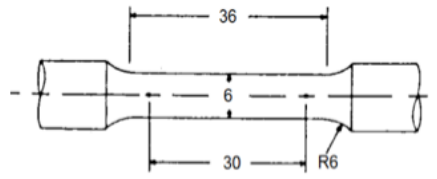
#### 4.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

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 tensão x deformação, cujos valores serão apresentados no tópico referente 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 pela norma ASTM E 8M-04, conforme Figura 30.

Figura 30. Esquema do corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E 8M-04.



Fonte: Norma ASTM E 8M-04



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A tabela 6 apresenta os dados obtidos da composição química das duas ligas utilizadas nos ensaios para as diferentes situações propostas. O ensaio ocorreu via espectrometria por emissão óptica.

Tabela 6. Composição química obtida por espectrometria de emissão óptica para as duas ligas utilizadas na fabricação das peças. Os valores demonstram o percentual em massa de cada elemento químico.

Elemento	Lingote SAE 305	Lingote Al9Si0,3Mg	Situação 1	Situação 2	Situação 3	Situação 4
Al	85,66	89,53	85,34	85,66	89,3	90,51
Si	11,95	9,035	11,94	11,96	10,2	8,757
Fe	0,902	0,098	0,889	0,902	0,123	0,176
Cu	0,673	0,002	0,995	0,673	0,0026	0,106
Mn	0,303	0,017	0,252	0,303	0,0134	0,062
Mg	0,075	0,315	0,016	0,08	0,235	0,240
Ni	0,054	0,003	0,048	0,062	0,003	0,0094
Zn	0,24	0,009	0,348	0,218	0,009	0,024
Ti	0,016	0,091	0,032	0,019	0,043	0,117
Sn	0,08	0,008	0,0114	0,085	0,009	0,0067
Pb	0,032	-	-	0,035	0,004	< 0,05
B	-	-	-	0,0264	0,0278	0,029

Nota-se ter ocorrido uma redução no percentual de magnésio do lingote da liga Al9Si0,3Mg para os percentuais das análises das situações 3 e 4, atribuindo-se a isso perdas geradas por fusão.

Importante fator a ser ressaltado é a diminuição dos teores de ferro encontrados nas situações 1 e 2 para as situações 3 e 4, pois este é um importante fragilizador de estruturas em ligas Al-Si, conforme observado no item 3.2.2, pois devido a baixa solubilidade tende a formar uma segunda fase com o alumínio, o que reduz a ductilidade do material, tornando-o mais frágil.

## 5.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

Os resultados encontrados através do ensaio de tração estão descritos na tabela 7. Ensaios realizados em equipamento EMIC seguiu a norma ASTM8/E8M-13. Os valores de deformação foram obtidos com auxílio de paquímetro e seguindo a norma ASTM A 370. A média dos resultados são referentes aos valores obtidos de 05 amostras, pois foram excluídos os valores de 01 corpo de prova de cada situação devido a discrepância encontrada nos resultados, causa esta relacionada a defeitos de inclusão e rechupes nas encontrados nas amostras.

Tabela 7. Valores médios e desvio padrão obtidos através do ensaio de tração.

	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Deformação (%)
Peça 1	96,9±31,08	111,03±33,78	2,73±0,53
Peça 2	102,40±15,20	130,39±31,58	3,17±0,24
Peça 3	106,25±9,78	142,93±15,19	2,1±0,46
Peça 4	167,85±13,49	209,92±12,72	2,5±0,35

Conforme os resultados apresentados na tabela 7, ocorre um aumento nos limites de resistência ao escoamento e tensão máxima do material conforme ocorreram as modificações no processo. Das amostras analisadas com a situação 1, atualmente fabricada, para a situação 4, têm-se um acréscimo na faixa de 70% no limite de escoamento e 89% na tensão máxima. A deformação variou pouco neste caso, pois esta é inversamente proporcional aos valores de tensão máxima e escoamento, conforme figura 13 (Cast Aluminum Alloys, 2000).

### 5.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA BRINELL

O ensaio de dureza Brinell é caracterizado por dar uma resposta mais abrangente do material, diferentemente de uma análise de dureza Vickers, por exemplo. Isso ocorre em função do diâmetro do indentador, por ser maior ele abrange uma região com matriz de alumínio e precipitados e por isso, foi a medida de dureza escolhida para este trabalho.

Os resultados auferidos no ensaio seguem demonstrados na tabela 8 e as médias referem-se a 05 medidas de dureza realizadas no material.

Tabela 8. Resultados de ensaio de dureza Brinell.  
Resultado da Dureza Brinell realizada na matriz do alumínio.

Medida de Dureza (HB)	Peça 1	Peça 2	Peça 3	Peça 4
Média e Desvio Padrão	70±1,22	72,6±2,72	65,8±1,48	82,4±1,51

Dos dados descritos na tabela 8, nota-se um aumento nos valores obtidos de dureza Brinell enquanto foram sendo realizadas as modificações no processo, sendo mais claramente identificado comparando os valores da situação 1 para a situação 4. Atribui-se a isso principalmente a mudança na composição química da liga com o controle do teor de ferro e a introdução de magnésio, que proporcionou a realização do tratamento térmico T6.

Sabe-se que as propriedades mecânicas tem relação direta com a durabilidade da peça em uso, logo pode-se concluir que haverá evidente ganho na vida útil da peça em uso nas organizações militares.

### 5.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO

O ensaio Charpy seguiu de acordo com a norma ASTM E23-01, para ligas fundidas, realizado a temperatura ambiente.

Tabela 9. Resultado do Ensaio Charpy

Energia de Impacto (J)	Peça 1	Peça 2	Peça 3	Peça 4
Média e Desvio Padrão	2,0±0,1	2±0,0	2,07±0,11	3,0±0,0

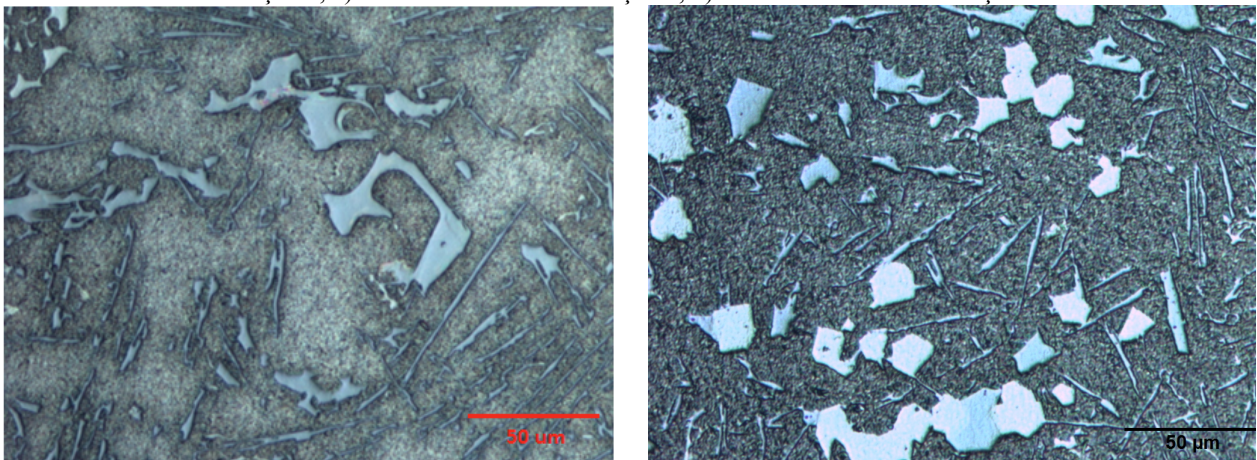
Da tabela 9, verifica-se um aumento dos resultados a medida em que as alterações no processo foram realizadas, principalmente com a introdução de magnésio na liga e posteriormente com a realização do tratamento térmico. O controle do teor de ferro também se torna importante neste caso, pois o mesmo é notório fragilizante em ligas Al-Si.

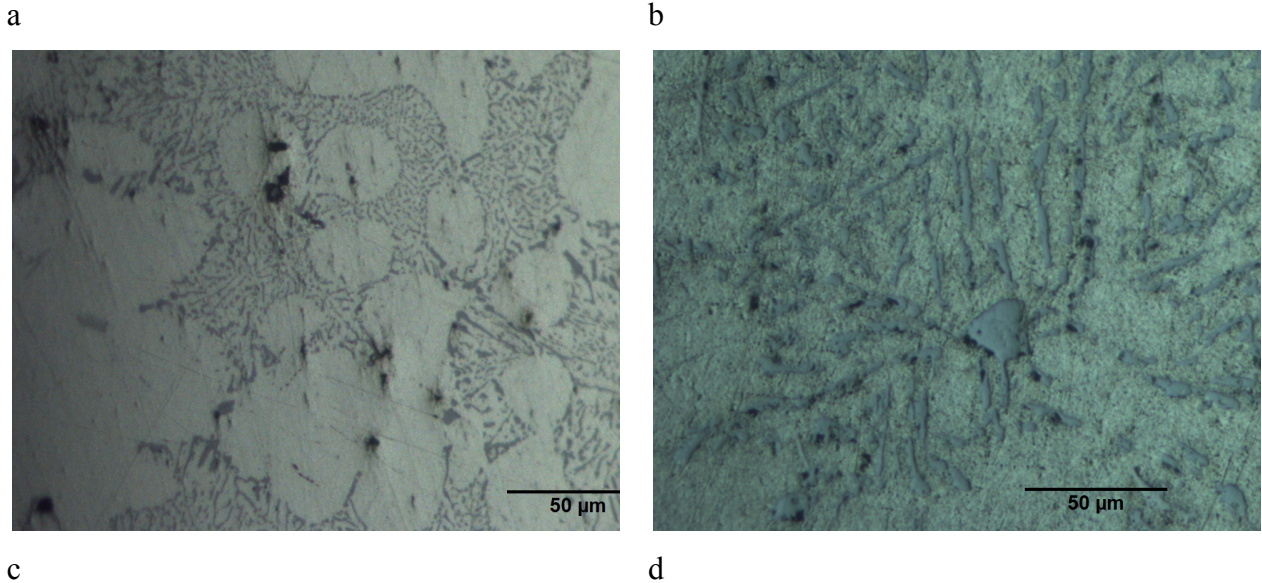
Da peça 1 para a peça 4 obteve-se aumento de 50%, ganho expressivo na tenacidade do material.

## 5.5 RESULTADOS DA ANÁLISE METALOGRÁFICA

As micrografias apresentadas a seguir referem-se as amostras retiradas de peças de cada situação proposta. As figuras 31a e 31b representam as microestruturas das situações 1 e 2, respectivamente. Ambas fundidas em alumínio SAE 305, diferenciando a segunda por esta haver tratamento de modificação do silício. Já as figuras 31c e 31d identificam as situações 3 e 4 fundidas com a liga Al9Si0,3Mg, sendo a última tratada termicamente pelo processo de solubilização e envelhecimento artificial.

Figura 31 – Micrografia com aumento de 200X, sem ataque; a) amostra retirada da situação 1, b) amostra retirada da situação 2, c) amostra retirada da situação 3, d) amostra retirada da situação 4.





Na figura 31a, o silício primário se apresenta com morfologia em forma de plaquetas (região cinza) em uma matriz eutética (região clara). Na figura 31b, a mesma liga foi fundida com adições de refinador de grão e modificador de silício, o que ocasionou pouca mudança na morfologia das fases da liga.

Ligas de Al-Si hipoeutéticas, caso das figuras 31c e 31d, solidificam de forma a conter dendritas de alumínio cercadas pelo eutético Al-Si. Em ligas não modificadas, o silício assume formato de placas, enquanto que em ligas modificadas, o silício assume uma forma fibrosa. Esta morfologia parece composta de pequenas partículas individuais em uma superfície polida, mas, após ataque profundo, verifica-se que as partículas são conectadas formando uma estrutura que lembra um coral. A ductilidade e o alongamento aumentam substancialmente com a modificação, que não só altera a morfologia das partículas de silício, como também a sua distribuição, (PARAY, F.; GRUZLESKI, J.E., 1994).

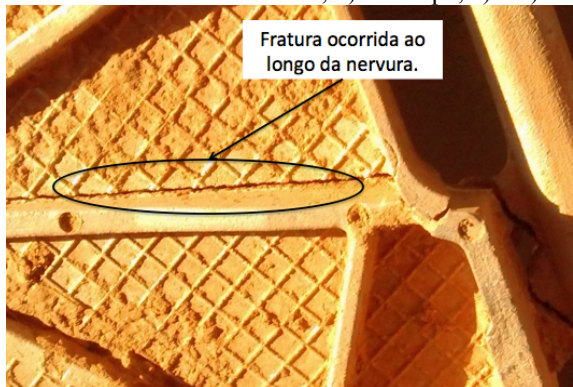
No caso da figura 31c, nota-se que o tratamento de banho com modificador de morfologia do silício e refinador de grão foi mais efetivo, porém sem causar alterações importantes nas propriedades mecânicas do material. O que se apresenta é uma estrutura heterogênea na região eutética, com formato lamelar, região mais clara, e formato fibroso do silício.

Na figura 31d ocorre o processo de solubilização e envelhecimento artificial da liga Al9Si0,3Mg. Nota-se uma estrutura mais grosseira das fases na região eutética comparada a anterior, o que se caracterizou no ganho de resistência mecânica da peça final.

## 5.6 SIMULAÇÃO DA PEÇA FUNDIDA

Visando reduzir os principais defeitos de fundição já observados na placa reforçadora de solo foram propostas alterações básicas no projeto da peça mas que entende-se necessário para minimização dos defeitos. A figura 32 traz alguns defeitos já observados na placa reforçadora de solo. Na figura 32a ocorre uma trinca ao longo na nervura na parte inferior da peça, em parte atribuindo-se a não haver raios de concordância na peça, ocasionando concentradores de tensão. A figura 32b identifica a região da peça que foi submetida a um corte para verificação de falhas, onde encontrou-se rechupe. Já as figuras 32c e 32d ocorreu uma falta de preenchimento da peça, fato este relacionado a ineficiência do sistema de alimentação em preencher totalmente a peça antes da solidificação do material.

Figura 32. Indicação dos defeitos de fundição encontrados na placa reforçadora de solo. a) Trinca ao longo da nervura; b) Rechupe; c) e d) falta de preenchimento anterior a solidificação.



a)



b)



c)



d)

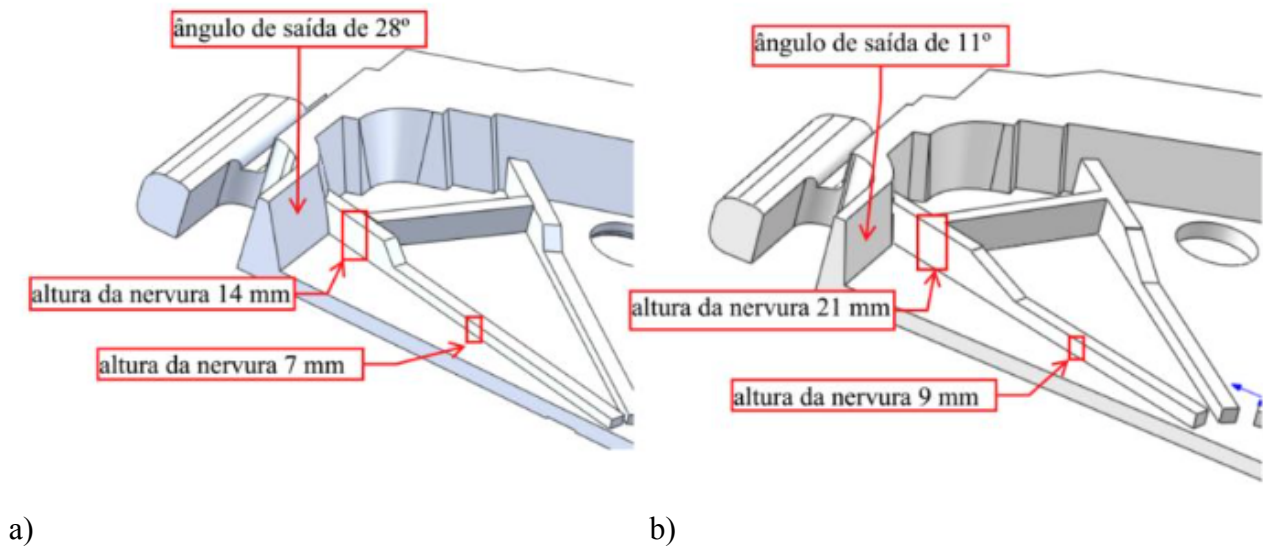
Apresentados os principais defeitos e de posse dos dados atuais utilizados no processo de fabricação da placa reforçadora de solo (material, temperatura e pressão), realizou-se ensaio de simulação para verificação dos defeitos gerados e estudos futuros de sistema de alimentação. O software utilizado foi o Click2Cast 4.1, versão acadêmica cedida ao LAFUN/UFRGS, módulo baixa pressão.

### 5.6.1 Alterações no sistema de alimentação

Após análise do projeto atual da placa reforçadora de solo e visando atualização do projeto com aproveitamento do molde atual, realizou-se algumas alterações visando garantir que sejam seguidos alguns princípios básicos da fabricação de peças fundidas.

A figura 33a e 33b exemplificam visualmente as alterações citadas.

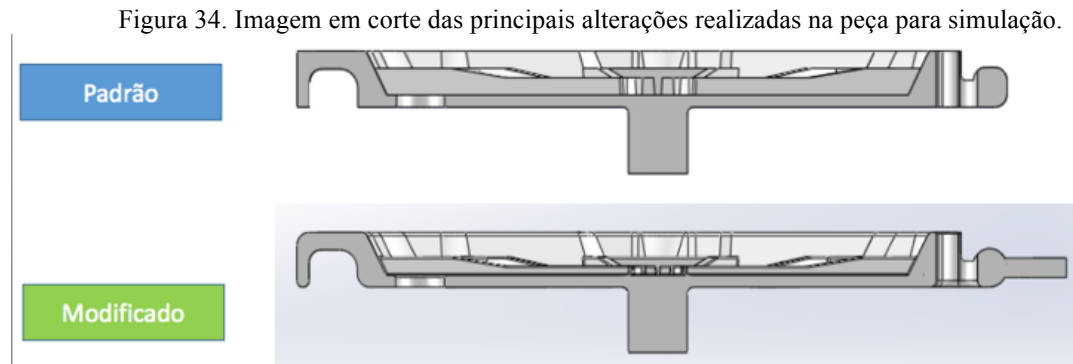
Figura 33. Alterações no projeto da placa reforçadora de solo, 33a projeto atual; 33b projeto modificado.



Fonte: Autor

A figura 33a indica as dimensões atuais da peça fabricada enquanto a figura 33b demonstra as sugestões de melhoria para o projeto, como maiores ângulos de saída, facilitando a extração da peça - molde, redução da altura com aumento da largura das nervuras, eliminação de cantos vivos, readequação das nervuras objetivando aumento de resistência mecânica e raios de concordância por toda extensão da placa reforçadora, o que minimiza os defeitos gerados devido as tensões concentradas na peça atual.

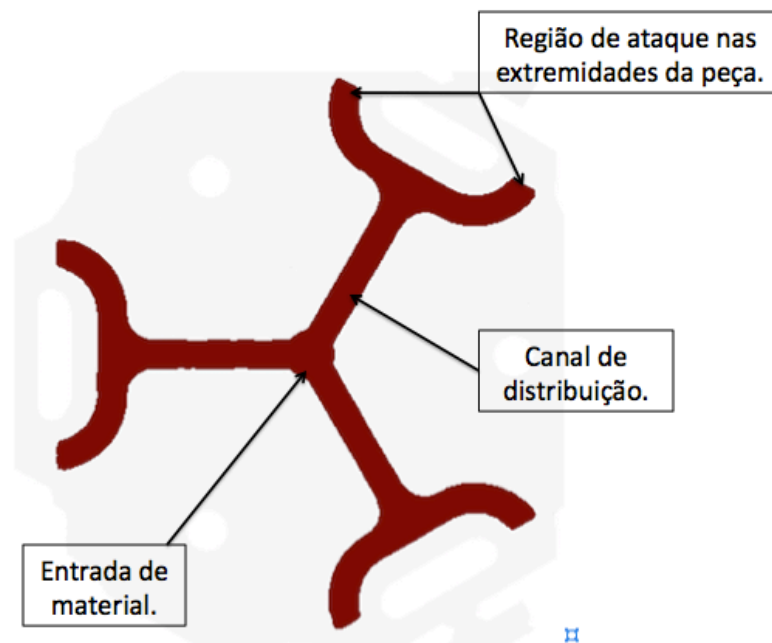
A figura 34 demonstra um corte no projeto da peça sendo a imagem “padrão” o projeto atual e a imagem “modificado” as alterações sugeridas para melhoria na extração e alimentação da peça.



Fonte: Autor

Com relação a melhoria do sistema de alimentação, foi proposto um sistema de canais que viabilizasse a alimentação das extremidades da peça até o instante final da solidificação do material. A figura 35 demonstra, de forma geral, o canal proposto para atualização do processo de fabricação.

Figura 35. Canal de alimentação proposto para alimentação da placa reforçadora de solo.



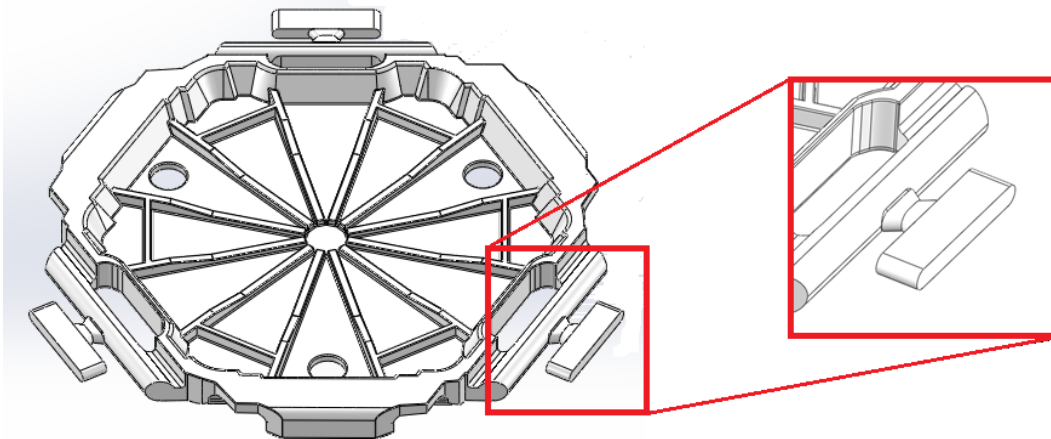
Fonte: Autor



O sistema de alimentação proposto poderá ser usinado no molde permanente nas dependências do AGGC, reduzindo custos de usinagem. Este sistema foi proposto devido a indicação através da primeira simulação que demonstrou que a alimentação nas extremidades da peça cessavam enquanto esta ainda deveria ser alimentada, por consequência vários defeitos, principalmente de rechupe, foram observados tanto na simulação quanto na peça física.

Visando minimizar os defeitos causados por aprisionamento de ar, foi inserido no projeto bolsões de ar, chamados *overflows*, demonstrado na figura 36. Estes são ligados a peça através de um fino canal e rapidamente aprisionam o ar do sistema que vai sendo expulso da cavidade do molde durante o enchimento do mesmo (OSCAR FRECH, 2000).

Figura 36. Identificação das bolsas para aprisionamento de ar.



Fonte: Autor

### 5.6.2 Simulação do Processo Atual e Modificado

Os parâmetros de pressão atuais foram discriminados na tabela 5 e servem para as duas simulações. A temperatura de injeção foi de 670°C para a liga de Alumínio SAE 305 (situação 1) e de 730°C para a liga Al9Si0,3Mg (situação 4). Esta diferença de temperatura de injeção decorre da diminuição do teor de silício, o que ocasionou menor fluidez no momento da injeção, corrigido em parte com este aumento na temperatura. Os resultados da simulação referente as condições atuais de fabricação, situação 1, estão representados nas figuras 37a, 37c, 37e e 37g.

As figuras 37b, 37d, 37f e 37h referem-se a simulação após as modificações de projeto propostas.

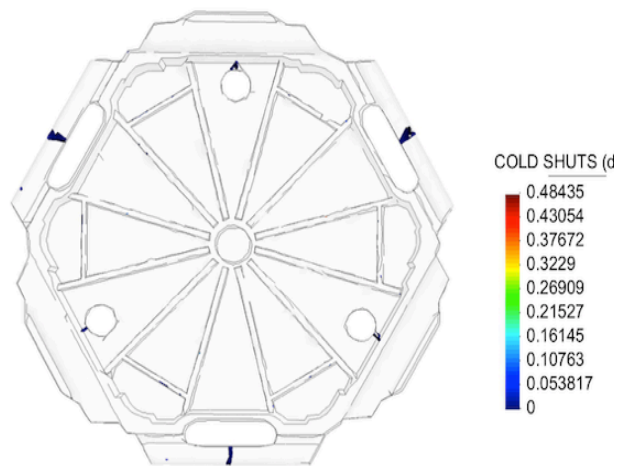
A figura 37a e 37b indica as regiões onde podem acontecer o defeito de solda fria (região azul) após a solidificação, pois é nas extremidades da peça as últimas regiões a serem preenchidas e desta forma recebe o material com temperatura mais baixa. Na peça física produzida atualmente este tipo de defeito ocorre com baixa frequência e sempre na região das alças, corroborando com os resultados da simulação.

Um ponto muito importante no que se refere a defeitos de porosidade, causados por bolhas de ar, são observados nas figuras 37c e 37d. As imagens indicam aprisionamento de ar em ambos os casos, não apresentando grande efetividade a inserção dos *overflows*. Atribui-se a isso o fato de que o ar comprimido, utilizado na pressurização do sistema de injeção, não possua sistema de tratamento anti umidade, o que contribui para contaminação do banho via Hidrogênio, principalmente, o que não traz efetividade o tratamento de desgaseificação.

As figuras 37e (projeto atual) e 37f (projeto modificado) representam o módulo de solidificação das peças. Ele indica a tendência de cada região em solidificar, ou seja, regiões com maior módulo tendem a ser as últimas regiões a solidificar e, conseqüentemente, concentrar defeitos de contração como os rechupes. Regiões em tons alaranjados tendem a concentrar mais calor e terem sua solidificação tardia, o que facilita a formação de discontinuidades.

Figura 37. Simulação de vazamento e solidificação.

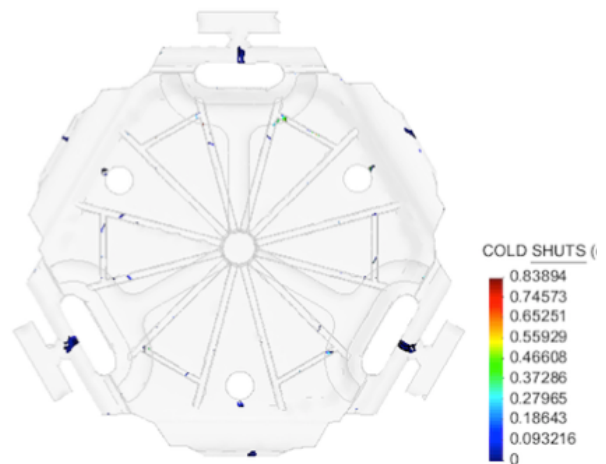
Situação 1 - Atual



passo 0.87868  
Contour Fill de COLD SHUTS (degC).

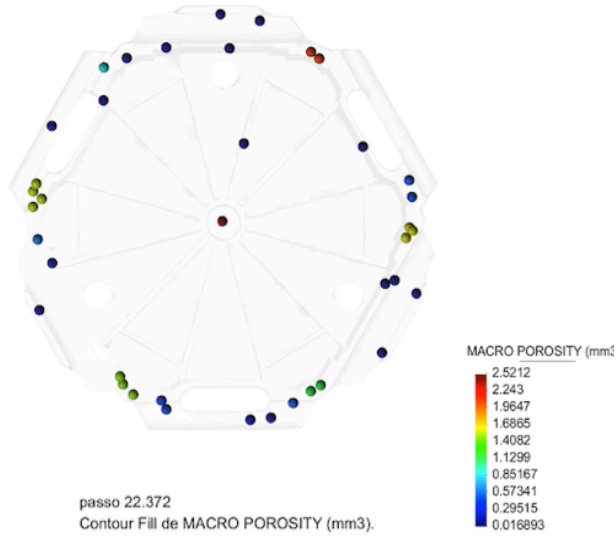
a)

Situação 2 - Modificado

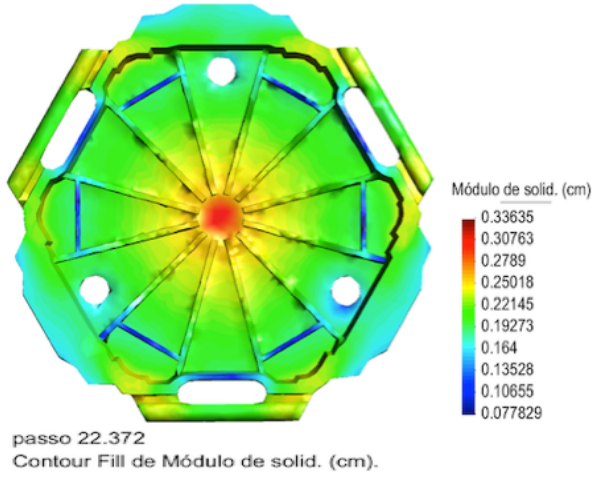


step 0.5614  
Contour Fill of COLD SHUTS (degC).

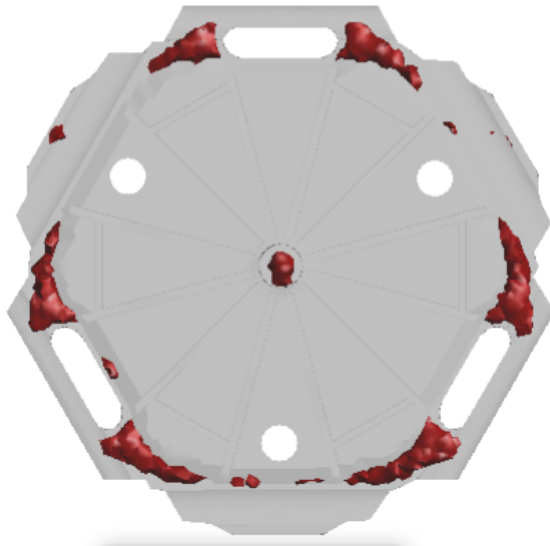
b)



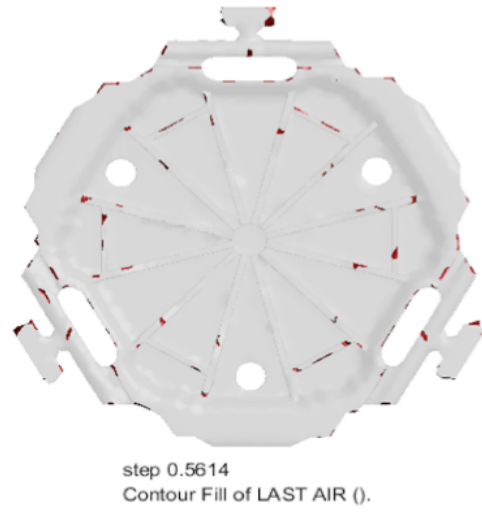
c)



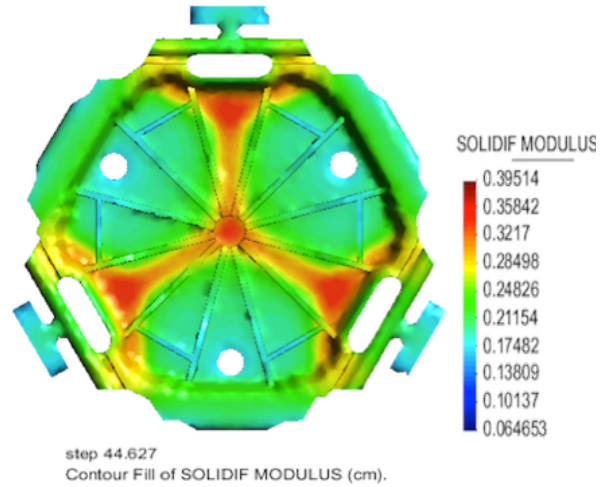
e)



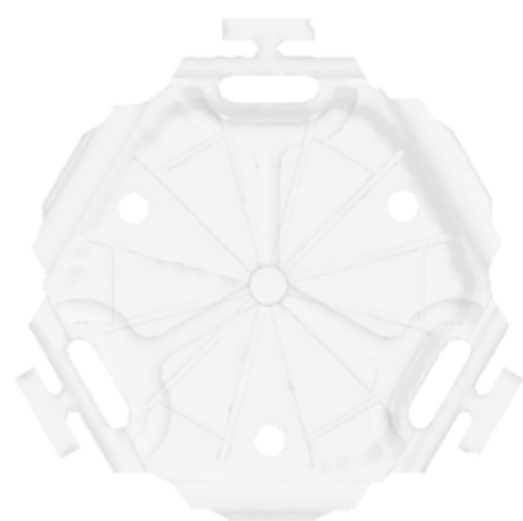
g



d)



f)

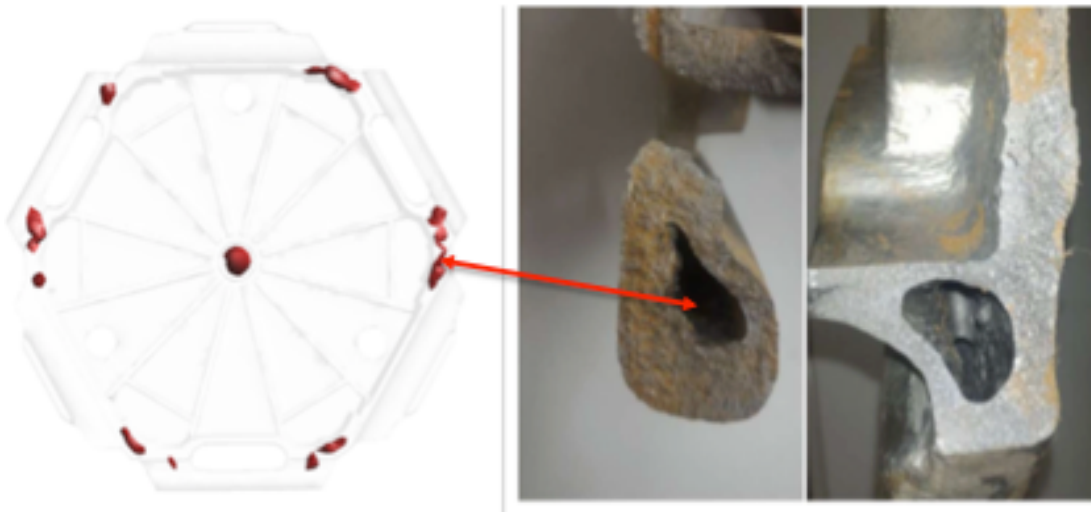


h

No entanto, observando as figuras 37g, fica evidente o problema gerado no processo atual, a grande probabilidade de geração de descontinuidades na peça. A análise interna da mesma, na região da alça, confirmou a presença de vazios de contração durante a etapa de solidificação do material, conforme ilustrado na figura 38 e ratificado via simulação.

Já a figura 37h, representando o processo com as alterações citadas no item 5.6.1, indica um processo capaz de produzir peças sem geração deste tipo de defeito, o que deve elevar muito a resistência mecânica e vida útil do material.

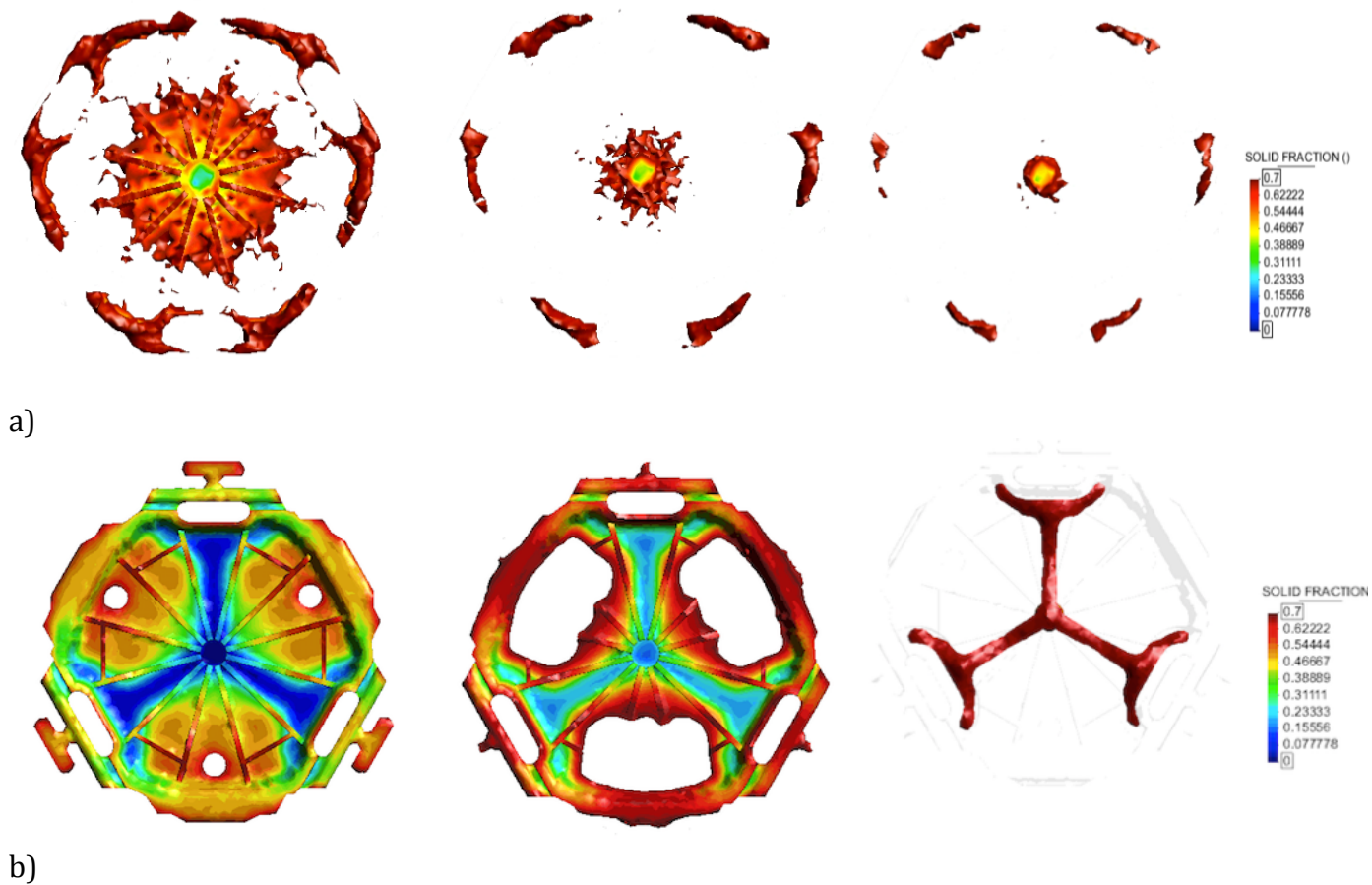
Figura 38: Vazios de contração durante o processo de solidificação das alças.



Fonte: Autor

A sequência apresentada na figura 39a, situação 1, indica a formação de pontos quentes nas extremidades da peça, que são as últimas regiões a se solidificarem. Enquanto o material está completamente solidificado na região central da peça, região de menor espessura, as extremidades ainda encontram-se com maiores taxas de temperatura e, conseqüentemente material ainda líquido.

Figura 39. Sequência de solidificação da peça via click2cast. a) Projeto atual e b) Projeto modificado.



Já a figura 39b, com a modificação no projeto, situação 2, os problemas anteriores foram eliminados, resultando em uma peça isenta de defeitos, pois o isolamento das bordas com metal líquido, que ocorria na simulação com a situação 1, deixou de ocorrer. A simulação indicou que a solidificação passou a ocorrer de forma radial, das bordas para o centro, tornando a pressão de recalque eficiente na compensação da contração.

Ainda, as alterações propostas na alimentação e no projeto da peça e molde permanente contribuíram de maneira significativa na resposta da peça com relação aos defeitos de fundição, gerando um custo pequeno se comparado a uma aquisição de novo molde permanente.

## 6 CONCLUSÃO

Atribui-se a adição de magnésio e ao tratamento térmico T6, endurecimento por precipitação, os maiores valores obtidos de resistência e dureza nas peças 4.

O fato de as peças 1 e peças 2 terem valores de tração e dureza inferiores as demais, deve-se ao fato do teor de ferro nestas, bem acima dos 0,2% recomendados, sendo nestes casos 0,9% em peso.

Valores mais elevados de resistência mecânica serão obtidos com um maior controle do processo, a saber:

- Controle de material prima, especialmente com níveis abaixo de 0,2% de ferro;
- Controle da microestrutura formada pelo silício, especialmente com o refinamento das partículas.
- O grão de silício deve passar pelo processo de modificação (estrutura com formato circular) e refinamento com elevadas taxas de resfriamento, assim valores ainda maiores de propriedades mecânicas serão obtidos.
- Controle dos níveis de porosidade, rechupes e inclusões.
- Aquisição de molde permanente com controle de aquecimento e resfriamento automáticos.

O processo de injeção sob pressão entende-se adequado para as especificações de projeto da placa reforçadora de solo, visto que devido a taxa de resfriamento do processo ser elevada, consegue-se níveis elevados de resistência mecânica.

A alteração da composição química da liga, por si só, não representou mudanças significativas nas propriedades mecânicas da liga. Tal fato ocorreu após a realização do tratamento térmico T6.

Através da simulação foi possível identificar os principais defeitos de fundição gerados no processo e propor as modificações indicadas visando as melhorias na sanidade da peça.

## 7 PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar as modificações propostas nas simulações e verificar se os defeitos serão resolvidos e se os mesmos interferem nas propriedades mecânicas.
- Realizar novos experimentos alterando o percentual de magnésio para 0,45% em peso, conforme liga A356 indicado na tabela 2, na composição química da liga buscando ganhos com resistência mecânica.
- Verificar o efeito do tratamento térmico de envelhecimento artificial da liga Al9Si0,3Mg solubilizada por 4, 6 e 10 horas, afim de otimizar o processo para aplicação industrial.
- Analisar detalhadamente o número de horas de solubilização a temperatura de 540°C, em que o Mg e Si atingem índices ótimos de solubilidade para evitar tempos desnecessários de tratamento.
- Utilizar o estrôncio como agente modificador de silício, objetivando melhores resultados qualitativos.
- Acoplar um rotor ao banho para tratamento de desgaseificação com sistema de injeção de gás inerte.

## 8 REFERÊNCIAS

ABAL - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, site: <http://www.abal.org.br/>. Acessado em: 05/01/2016.

ALCAN ALUMÍNIO DO BRASIL S.A. **Aluminium Foil**: Table of Contents. Manual de Treinamento. São Paulo, 1978. 77p.

ALUMINIUM LEADER – ALL ABOUT ALUMINIUM, site: [www.aluminiumleader.com/](http://www.aluminiumleader.com/). Acessado em: 05/01/2016.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Heat Treating**, Vol.4. Ohio, USA: ASM International, 1991.

ANJOS, C. A. R.; ANJOS, V. D. A.; Características do alumínio utilizado em embalagens de alimentos. **Boletim da Sociedade Brasileira de Ciência e Tecnologia de Alimentos**, Campinas: v. 19, n. 2, p.85-94, 1985.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention**, Vol.11. Ohio, USA: ASM International, 2002.

ASM HANDBOOK: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM International. v. 2. 1992

ASM INTERNATIONAL. **Properties and selection: Nonferrous alloys and special- purpose materials**. ASM Metals Handbook, V. 2, p. 1300, 1990.

BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: Processos e Tecnologias Correlatas**. 2a. ed. São Paulo, Editora Érica: 2014.

BENZERGA, A.A., et al., **Smaller is softer: An inverse size effect in a cast aluminum alloy**. Acta Materialia, 2001. 49(15): p. 3071-3083.

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.

**CAST ALUMINUM ALLOYS – Knowledge and practices**, CTIF & CQRDA publication, 2000.



- DEGARMO, P. E.; BLACK, J. T.; KOHSER, R. A. **“Materials and Processes in Manufacturing”**. 9. ed. Hard cover: Wiley, 2002.
- 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-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2010. 527(16-17): p. 3719-3725.
- DISPINAR, D. and J. CAMPBELL, **Porosity, hydrogen and bifilm content in Al alloy castings**. Materials Science and Engineering, 2011: p. 3860–3865.
- DJURDJEVIC, M.B., J.H. SOKOLOWSKI, and Z. ODANOVIC, **Determination of dendrite coherency point characteristics using first derivative curve versus temperature**. J. Therm Anal Calorim, 2012: p. 875-882
- FERRO, R., SACCONI, A. **Structure of intermetallic compounds and phases**. In: R. W. CAHN, P. HAASEN (Ed.); Physical Metallurgy. Elsevier Science B.V., v.1, 1996. p. 205-369.
- FUOCO, R. **Propriedades mecânicas de peças fundidas em ligas Al-Si**, 17º Congresso de Fundação - CONAF 2017, ABIFA, São Paulo: 2017
- FURLAN, T. S. – **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**, Dissertação de Mestrado apresentada a EPUSP, São Paulo, 2007.
- GARCIA, A. SPIM, J. A. **Ensaio de materiais**. 2.ed. Rio de Janeiro, LTC. 2012.
- GAUSTAD, G., OLIVETTI, E., KIRCHAIN, R. **Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies**. Resources, Conservation and Recycling, v. 58, p. 79–87, 2012.
- GONÇALVES, M. **Microestrutura e análise microestrutural**. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2005. 80 p.
- GORNY, A., MANICKARAJ, J., CAI, Z., SHANKAR, S. **Evolution of Fe based intermetallic phases in Al-Si hypoeutectic casting alloys: Influence of the Si and Fe concentrations, and solidification rate**. Journal of Alloys and Compounds, v. 577, p. 103–124, 2013.
- GREEN, J. A. S. **Aluminum recycling and processing for energy conservation and sustainability**. Materials Park, OH: ASM International, 2007. 267p.
- GRUZLESKI, J. E. C., B.M. - **The treatment of liquid aluminum-silicon alloys**. Des Plaines, Illinois, American Foundrymen's Society; 1990.
- GRUZLESKI, J.E., B.M. CLOSSET, and A.F.s. SOCIETY, **The treatment of liquid aluminum-silicon alloys**. 1990: American Foundrymen's Society, Inc.

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.

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

JACOBS, M.H., **Precipitation Hardening, in TALAT**. 1999, EAA - European Aluminium Association.

KAUFMAN, J. G. **Introduction to Aluminium Alloys and Tempers**. Materials Park, OH: ASM International, 2000. 242p.

KAUFMAN, J.G. and E.L. ROOY, **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**. 1a ed. 2004.

LEE, S.-L., et al., **Effects of strontium and heat treatment on the wear- corrosion property of Al7Si0.3Mg alloy**. Materials Chemistry and Physics, 2012: p. 503-509.

LU, L. and A.K. DAHLE, **Effects of combined additions of Sr and AlTiB grain refiners in hypoeutectic Al–Si foundry alloys**. Materials Science and Engineering, 2006: p. 288–296.

MARTINS, M. M. M. **Estudo do Comportamento das Ligas de Alumínio 6061 e 6082**. Dissertação (Mestrado). Aveiro, Portugal, 2008.

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.

M. CHIUMENTI, **Constitutive Modeling and Numerical Simulation of Foundry Processes**, 2005.

**METALS HANDBOOK**, 9<sup>th</sup> Edition, Volume 2 Non ferrous Alloys, ASM, 1988.

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.

OSKAR FRECH; SCHORNDORF, **Seminar on Die Casting**, 2000.

PARAY, F.; GRUZLESKI, J.E.; **Factors to consider in modification, in: Transactions AFS**; v.102; pp. 883-842; 1994.

PUNCREOBUTR, C., LEE, P. D., KAREH, K. M., CONNOLLEY, T., FIFE, J.L., PHILLION, A.B. **Influence of Fe-rich intermetallics on solidification defects in Al-Si-Cu alloys**. Acta Materialia, v. 68, p. 42–51, 2014.

RAVI, B. **Casting Simulation – Best Practices**. Indian Institute of Technology Bombay, Mumbai, India: 2010.

R. ROSSI, **An Efficient Edge-Based Level Set Finite Element Method For Free Surface Flow Problems**, 2012

SAMUEL, E., et al., **Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al–Si–Mg cast alloys**. *Materials and Design*, 2013: p. 468-479.

SERWAY, Raymond A; JEWETT Jr, John W. **Física para cientistas e engenheiros: eletricidade e magnetismo**. São Paulo: Cengage Learning, 2011.

SHAO-CHUN, S., Y. BO, and L. MAN-PING, **Effects of moulding sands and wall thickness on microstructure and mechanical properties of Sr-modified A356 aluminum casting alloy**. *Transactions of Nonferrous Metal Society China*, 2012: p. 1884-1890.

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.

VAN VLACK, L. H. **Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais**, 4<sup>a</sup> ed. Rio de Janeiro, RJ: Campus, 1984.

VULCAN. **Simulation Software For Casting Process Optimization**. Barcelona: Quantech ATZ, 2007.

WANG, Q.G., et al. **Size effects in aluminium alloy castings**. *Acta Materialia*, 2010. 58(8): p. 3006-3013.

ZOLOTOREVSKY, V.S., N.A. BELOV, and M.V. GLAZOFF, **Casting aluminum alloys**. 2007.