

**Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais**



**Dissertação de Mestrado**

**Adriene Anita dos Santos Pimenta**

**Influência dos teores de Mg, Sr e Ti nas propriedades  
mecânicas da liga de alumínio A319**

**Belo Horizonte**

**Março de 2017**

Adriene Anita dos Santos Pimenta

## **Influência dos teores de Mg, Sr e Ti nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A319**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Coorientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo S. Corrêa

Belo Horizonte

Março de 2017

Pimenta, Adriene Anita dos Santos

P644i      Influência dos teores Mg, Sr e Ti nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A319 / Adriene Anita dos Santos Pimenta. – 2017.  
108 f.: il. –  
Orientador: Wellington Lopes.  
Coorientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2017.  
Bibliografia.

1. Ligas não metálicas. 2. Refino. 3. Propriedades Mecânicas. I. Lopes, Wellington. II. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. III. Título.

CDD: 620.18



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS  
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

*DISSERTAÇÃO DE MESTRADO*  
*“INFLUÊNCIA DOS TEORES DE Mg E Ti NAS*  
*PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO*  
*A319”*

Autora: Adriene Anita dos Santos Pimenta

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (COORIENTADORA)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Leonardo Neves  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 30 de Março de 2017.

## DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Ivanilde e Pedro, e ao meu esposo, Leonardo.

## **AGRADECIMENTOS**

Aos prezados Professores Wellington Lopes e Elaine Carballo, pela constante orientação, paciência, conhecimentos transmitidos e amizade, além da crença em minhas habilidades para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos e colegas da Nemark, em especial a equipe do laboratório e ao Sr. Roberto Dutto, que tanto me ajudaram durante todo percurso.

A Nemark, pela colaboração no desenvolvimento deste trabalho, tanto na parte técnica quanto na flexibilização das minhas atividades.

Ao CEFET-MG, que forneceu a estrutura e permitiu a realização desta dissertação de mestrado.

## RESUMO

As propriedades mecânicas dos materiais metálicos dependem de diversos parâmetros, tais como a composição química e o estado inicial. Considerando esse aspecto, este trabalho apresenta o estudo do comportamento mecânico realizado a partir de ensaios de tração, compressão e durezas Brinell e Vickers da liga de alumínio A319 após a variação da composição química dessa liga em termos dos teores de Mg, Sr e Ti, a partir do controle da adição isolada e combinada desses elementos químicos nos estados bruto de fundição e após tratamento térmico do tipo T7. Os resultados dos ensaios de tração e de dureza indicaram que a adição de Ti foi responsável pela maior variação das propriedades mecânicas, seguida da liga com adição de Sr e de Mg, enquanto a liga com a combinação desses três elementos apresentou os menores valores para os parâmetros de resistência mecânica investigados neste trabalho.

**Palavras-Chave:** Liga alumínio A319, propriedades mecânicas e composição química.

## **ABSTRACT**

The mechanical properties of metallic materials depend on several parameters, such as the chemical composition and the initial state. Considering this aspect, this work presents a study of the mechanical behavior of A319 type aluminum alloy after the modification of chemical composition in terms of Mg, Sr and Ti contents, isolated and mixed in samples as casting and heat treated (type T7) states using tensile and compression tests and Brinell and Vickers hardness. The mechanical results indicated that the addition of Ti was the mainly responsible for the modification of the mechanical properties followed by the addition of Sr e Mg while the alloy with theses three elements presented the lowest values for the parameters of mechanical properties.

**Keywords:** A319 aluminium alloy, mechanical properties and chemical composition.

## INDICE

1	INTRODUÇÃO .....	19
2	OBJETIVOS .....	21
	2.1 Objetivo geral .....	21
	2.2 Objetivos Específicos .....	21
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	22
	3.1 Classificação das ligas de alumínio .....	22
	3.2 Sistema de classificação numérico de quatro dígitos do alumínio e suas ligas trabalháveis .....	23
	3.3 Sistema de classificação numérico de quatro dígitos do alumínio e suas ligas para fundição .....	24
	3.4 Sistema de classificação de alumínio primário.....	25
	3.5 Classificação das têmperas .....	25
	3.6 Fases nas ligas de alumínio.....	27
	3.7 Principais elementos de liga e impurezas e seus efeitos nas ligas de alumínio.....	30
	3.7.1 Antimônio.....	30
	3.7.2 Berílio .....	31
	3.7.3 Boro .....	32
	3.7.4 Cádmiio .....	32
	3.7.5 Cálcio.....	32
	3.7.6 Chumbo .....	33
	3.7.7 Cobre.....	33
	3.7.8 Cromo .....	34
	3.7.9 Estanho .....	35
	3.7.10 Estrôncio.....	36

3.7.11 Ferro .....	36
3.7.12 Fósforo .....	37
3.7.13 Hidrogênio .....	37
3.7.14 Magnésio .....	39
3.7.15 Mangânes .....	39
3.7.16 Níquel .....	40
3.7.17 Prata .....	40
3.7.18 Silício .....	41
3.7.19 Sódio .....	44
3.7.20 Titânio .....	44
3.7.21 Zinco .....	45
3.8 O efeito da microestrutura nas propriedades .....	46
3.8.1 Fases intermetálicas .....	46
3.8.2 Espaçamento de braços dendríticos .....	46
3.8.3 Refinamento de grãos.....	48
3.8.4 Modificação do silício eutético .....	49
3.8.5 Refino dos cristais de silício.....	50
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
4.1 Material .....	53
4.2 Tratamento térmico.....	55
4.3 Métodos de caracterização das peças fundidas .....	57
4.3.1 Composição química das ligas .....	57
4.3.2 Densidade das ligas de alumínio .....	58
4.3.3 Presença de inclusões não metálicas na liga líquida .....	60
4.3.4 Temperaturas da liga .....	61
4.3.5 Temperaturas do molde.....	61

4.4	Caracterização microestrutural .....	62
4.4.1	Medida do espaçamento entre os braços dendrítico secundários (sDAS) .....	66
4.4.2	Tamanho de grão.....	67
4.5	Caracterização mecânica.....	69
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	78
5.1	Caracterização da liga A319 durante a confecção dos componentes. ....	78
5.2	Caracterização microestrutural das amostras fundidas.....	81
5.2.1	Análise de sDAS .....	85
5.2.2	Tamanho de grão.....	86
5.3	Caracterização Mecânica.....	89
6	CONCLUSÕES .....	102
	REFERÊNCIAS.....	104

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Solubilidade do hidrogênio no alumínio puro .....	38
Figura 3.2 - Diagrama de fases do sistema Al-Si .....	42
Figura 3.3 - Microestruturas características das ligas de alumínio silício eutéticas, hipoeutéticas e hipereutéticas. ....	43
Figura 3.4 - Nucleação do alumínio pela reação peritética Líquido + $TiAl_3 \rightarrow Al + TiAl_3$ .....	45
Figura 3.5 - Aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional mostrando espaçamento dendrítico primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ). ....	47
Figura 3.6 - Comparação do tamanho de grão de amostras da liga Al-Si A319.....	49
Figura 3.7 - Microestruturas da liga Al-Si .....	49
Figura 3.8 - Efeito do fósforo no refinamento da microestrutura hipereutéticas da liga Al-Al-22Si-1Ni-1Cu .....	51
Figura 4.1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental.....	52
Figura 4.2 - Sequência da confecção dos componentes estudados.. ....	54
Figura 4.3 - Forno utilizado no tratamento térmico.....	56
Figura 4.4 - Perfil de aquecimento das peças tratadas termicamente.....	56
Figura 4.5 - Espectrômetro Spectrolab.....	57
Figura 4.6 - Corpo de prova para controle da análise química.....	58
Figura 4.7 - Localização da amostra para análise química no componente analisado. ....	58
Figura 4.8 - Bomba de vácuo para produção de amostras de densidades. ....	59
Figura 4.9 - Balança FMA para ensaio de densidades.....	59
Figura 4.10 - Equipamento AluSpeed Tester. ....	60
Figura 4.11 - Padrão visual para nível da presença de inclusões não metálicas nas amostras.....	61

Figura 4.12 - Pirômetro de imersão Inditemp II. ....	61
Figura 4.13 - Câmara térmica .....	62
Figura 4.14 - Imagem térmica de um dos componentes em estudo.....	62
Figura 4.15 - Microscópio óptico Olympus GX51. ....	63
Figura 4.16 - MEV Shimadzu, modelo SSX-550 Superscan. ....	63
Figura 4.17 - Cortadora metalográfica Ronemak. ....	64
Figura 4.18 - Politriz metalográfica Arotec .....	64
Figura 4.19 - Localização do ensaio micrográfico .....	65
Figura 4.20 - Nível de modificação do silício eutético conforme chart AFS.....	65
Figura 4.21 - Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do espaçamento dendrítico secundário.....	66
Figura 4.22 - Região da amostra onde foi realizado o ensaio de sDAS. ....	67
Figura 4.23 - Localização do ensaio de tamanho de grão.....	68
Figura 4.24 - Fotomicrografia para o ensaio de tamanho de grão.....	68
Figura 4.25 - Durômetro de bancada Wolpert .....	70
Figura 4.26 - Localização dos pontos para dureza Brinell.....	70
Figura 4.27 - Localização dos pontos para microdureza Vickers. ....	71
Figura 4.28 - Equipamento do ensaio de dureza Vickers .....	72
Figura 4.29 - Máquina de tração Instron modelo 5982.....	72
Figura 4.30 - Localização dos pontos para o ensaio de tração. ....	73
Figura 4.31 - Torno CNC ROMI modelo Multiplic 30S.....	73
Figura 4.32 - Desenho Corpo de prova para o ensaio de tração.....	74
Figura 4.33 - Corpo de prova tração .....	74
Figura 4.34 - Curva Tensão/Alongamento, com limite de escoamento $Le(0,2\%)$ .....	75
Figura 4.35 - Localização dos pontos para o ensaio compressão.....	75
Figura 4.36 - Corpos de prova para o ensaio de compressão. ....	76

Figura 4.37 - Localização dos pontos onde foram retiradas as amostras para o ensaio de tração até à deformação 0,5% seguida de compressão. ....	76
Figura 4.38 - Procedimento esquemático para realização do ensaio de tração até à deformação 0,5% seguida de compressão. ....	77
Figura 5.1 - Fotomicrografias das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado bruto de fundição. ..	81
Figura 5.2 - Fotomicrografias das microestruturas das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado tratado termicamente (condição T7).....	82
Figura 5.3 - Fotomicrografia da liga de Al-Si A319 (condição T7).....	83
Figura 5.4 - Fotomicrografia da liga 1 na condição T7 destacando-se composto intermetálico $\alpha$ -Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> (escrita chinesa) .....	84
Figura 5.5 - Fotomicrografia das ligas de Al-Si A319 modificadas na condição T7 destacando-se o composto agulhado $\beta$ (Al <sub>5</sub> FeSi).....	85
Figura 5.6 - Fotomicrografia para análise do tamanho de grão das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado bruto de fundição .....	87
Figura 5.7 - Fotomicrografia para análise do tamanho de grão das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 tratadas termicamente (condição T7).....	88
Figura 5.8 – Curvas do ensaio de tração convencional no estado bruto de fundição .....	92
Figura 5.9 - Curvas do ensaio de tração convencional no estado tratado termicamente (condição T7).....	93
Figura 5.10 - Curvas do ensaio de compressão estado bruto de fundição .....	94
Figura 5.11 - Curvas do ensaio de compressão no estado tratado termicamente (condição T7) .....	95
Figura 5.12 - Curvas do ensaio de compressão sobrepostas das ligas estudadas ..	96
Figura 5.13 - Curvas de tensão & deformação após a combinação da rota de processamento no estado bruto de fundição .....	98
Figura 5.14 - Curvas de tensão & deformação após a combinação da rota de processamento no estado tratado termicamente (condição T7).....	99

Figura 5.15 - Limites de resistência à compressão (LRT) nas ligas estudadas nos ensaios de compressão convencional e da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão ..... 101

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Limites de solubilidade para várias ligas de alumínio binárias. ....	28
Tabela 4.1 - Alteração da composição química nominal das ligas estudadas (Valores % em peso).. ....	55
Tabela 5.1 - Composição química média da liga Al-Si A319 (Valores % em peso). .	78
Tabela 5.2 - Densidade da liga em estado líquido. (Valores em $\text{g/cm}^3$ ). ....	79
Tabela 5.3 – Temperatura da liga durante a confecção dos componentes (Valores em $^{\circ}\text{C}$ ). ....	79
Tabela 5.4 – Temperaturas médias do molde metálico (Valores em $^{\circ}\text{C}$ ). ....	80
Tabela 5.5 - Resultado de sDAS das ligas investigadas (Valores em $\mu\text{m}$ ).....	86
Tabela 5.6 - Tamanho de grão conforme ASTM E112 das ligas estudadas .....	86
Tabela 5.7 – Resultados de dureza Brinell e microdureza Vickers.. ....	89
Tabela 5.8 – Resultados de propriedades mecânicas média obtidas no ensaio de tração convencional no estado bruto de fundição.. ....	90
Tabela 5.9 – Resultados de propriedades mecânicas média obtidas no ensaio de tração convencional no estado tratado termicamente (condição T7). ....	91
Tabela 5.10 – Resultados do limite de resistência à compressão média das ligas estudadas no estado bruto de fundição e tratadas termicamente (condição T7). ....	97
Tabela 5.11 – Resultados do limite de resistência à compressão (LRC) no ensaio do comportamento mecânico para a rota tração até à deformação de 0,5%/compressão. ....	100

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A <sub>u</sub>	Alongamento percentual uniforme
ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
AFS	Sociedade Americana de Fundição ( <i>American Foundry Society</i> )
Ag	Prata
ANSI	Instituto Nacional de Normas Americanas (American National Standards Institute)
ASTM	Sociedade Americana para teste e materiais (American Society for Testing and Materials)
Au	Ouro
Be	Berílio
B	Boro
Bi	Bismuto
Ca	Cálcio
Cd	Cádmio
CEFET	Centro Federal de Educação Tecnológica
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
cv	Cavalo-vapor
DAS	Espaçamento entre os braços dendrítico (dendritic arm spacing)
DEMAT	Departamento de engenharia de materiais
F	Como fabricado (estado bruto de fundição)
Fe	Ferro
GSPM	Fundição por gravidade em moldes semi-permantes

Ga	Gálio
H	Hidrogênio
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
KWh	Quilowatt-hora
In	Índio
Le <sub>(0,2%)</sub>	Limite de escoamento 0,2%
Li	Lítio
LRC	Limite de resistência à compressão
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mg	Magnésio
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
Mn	Mangânes
NBR	Norma brasileira
Na	Sódio
Ni	Níquel
Nb	Nióbio
P	Fósforo
Pb	Chumbo
ppm	Partes por milhão
Sb	Antimônio
Si	Silício
Sn	Estanho
Sr	Estrôncio

sDAS    Espaçamento entre os braços dendrítico secundários (*dendritic secondary arm spacing*)

T7       Tratamento térmico, solubilizado e sobreenvelhecido

Ti       Titânio

TG       Tamanho de grão

U       Urânio

V       Vanádio

Y       Ítrio

Zn       Zinco

Zr       Zircônio

## 1 INTRODUÇÃO

A baixa densidade, boa fluidez, boas propriedades mecânicas e a alta resistência a corrosão são algumas das propriedades que fizeram com que o alumínio e suas ligas tivessem uma particular importância nos setores automotivo e aeroespacial (DAVIS, 2007 e TOTTEN, 2003).

O Brasil é o décimo primeiro produtor de alumínio primário e o terceiro produtor de bauxita e alumina, respondendo por cerca de 5% da produção primária mundial<sup>1</sup> e sendo responsável por 494.708 empregos diretos e indiretos. No ano de 2015 o mercado brasileiro consumiu 1.309 mil toneladas, equivalendo a 6,4Kg/habitantes/ano (ABAL, 2017).

Nos EUA em 2015 houve um crescimento de 28% na quantidade de alumínio utilizado pela indústria automotiva, em comparação com o ano 2012, chegando à marca de 3,18 milhões de toneladas. Para 2025 é previsto que o consumo norte-americano atinja a média de 248Kg de alumínio por veículo, contra os 179Kg utilizados em 2015. A perspectiva global é de que a quantidade total do alumínio nos carros se multiplica até 2025, tornando o setor automotivo o principal mercado para o consumo de alumínio (CAMARGO, 2016).

O alumínio pode ser produzido por dois métodos:

1) O alumínio primário obtido através da redução da alumina ( $Al_2O_3$ ) dissolvida num eletrólito contendo criolita fundida ( $Na_3AlF_6$ ) em cubas eletrolíticas, a altas temperaturas, no processo conhecido como Hall-Héroult. Para obter 1Kg de alumínio são necessárias 1,89Kg de  $Al_2O_3$  e 13 kWh (LUMLEY, 2011).

2) O alumínio secundário é proveniente da reciclagem de sucatas de alumínio em fornos a óleo ou a gás. Os principais fornos utilizados pela indústria são os fornos tipo reverbero e os fornos rotativos. A produção de alumínio secundário economiza 95% energia utilizada no processo de obtenção do alumínio primário. Aproximadamente 70% das ligas para fundição de alumínio-silício utilizados na indústria automotiva são provenientes de alumínio secundário (LUMLEY, 2011).

---

<sup>1</sup> Dados referentes ao ano de 2015.

Apesar de reduzir o custo das ligas de alumínio este processo traz consigo uma grande quantidade de impurezas, principalmente, o ferro que causa efeitos deletérios as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Durante o processo de reciclagem, o ferro é adicionado à liga de alumínio, através da fusão de sucatas que possui este elemento em sua composição química. (PUNCREOBUTR, 2012).

A adição de elementos químicos no alumínio e a aplicação de tratamentos térmicos podem melhorar as propriedades mecânicas das ligas, portanto este trabalho tem como objetivo investigar a influência dos teores de Mg, Sr e Ti nas propriedades mecânicas de um componente automotivo (cabeçote de alumínio) obtido através da fusão de lingotes secundários da liga Al-Si A319 com o objetivo de obter peças com melhores propriedades mecânicas.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo geral

Avaliar o efeito dos teores de Mg, Sr e Ti na resistência mecânica da liga de alumínio A319 de um componente automotivo fundido por gravidade em moldes metálicos.

### 2.2 Objetivos específicos

a) modificar a composição química da liga A319 em termos dos teores (% em peso) de Mg, Sr e Ti de um componente fundido de alumínio desde os valores considerados mínimo e máximo para atendimento do produto: modificações dos teores de Mg de 0,30% para 0,55%, de Sr de 0,0080% para 0,0200% e de Ti de 0,04% para 0,25%;

b) investigar o comportamento mecânico a partir da realização de ensaios de dureza Brinell e Vickers, de compressão e de tração uniaxial, da liga de alumínio A319 após as mudanças nas composições químicas, com e sem tratamento térmico do tipo T7.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O alumínio puro apresenta resistência mecânica baixa, e o limite de resistência à tração (LRT) aproximadamente de 10MPa. Com a adição de elementos químicos a solução sólida de alumínio e com realização de trabalho a frio foram obtidas ligas com propriedades mecânicas melhores, ou seja, mais resistentes mecanicamente (RANA, 2012).

Os métodos mais comuns para melhorar a resistência mecânica das ligas de alumínio são:

- a) dispersar constituintes de segunda fase em solução sólida e realizar trabalho a frio na liga (ligas não tratáveis termicamente);
- b) dissolver elementos de liga na solução sólida e precipitá-los como partículas coerentes (ligas tratáveis termicamente ou ligas endurecíveis por precipitação ou endurecíveis por envelhecimento) (DAVIS, 2007).

Este capítulo abrange uma breve revisão sobre a classificação das ligas de alumínio, destacando-se as ligas utilizadas na fundição, os tipos de tratamento térmico para as ligas de alumínio, os principais elementos de liga e suas influências e finalmente o efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio.

#### 3.1 Classificação das ligas de alumínio

Para fins de classificação do alumínio e suas ligas, as seguintes definições são dadas (NBR 6834, 2000 e KAUFMAN, 2004):

- a) elemento de liga é qualquer elemento intencionalmente adicionado ao alumínio com teores mínimos e máximos especificados;
- b) elemento de liga principal é o elemento de liga com maior porcentagem em massa;
- c) elementos de liga menores são aqueles que controlam o comportamento da solidificação, modificam o Al-Si eutético, refinam as fases primárias e refinam o tamanho dos grãos;

- d) impurezas são os elementos não desejáveis na liga, que influenciam na fundibilidade e na formação de fases insolúveis limitando as propriedades mecânicas desejadas a liga;
- e) alumínio não ligado é o alumínio primário com no mínimo 99,00% de pureza;
- f) ligas de alumínio trabalháveis são aquelas que suportam, pelo efeito de esforços aplicados, uma deformação plástica relativamente elevada antes da ruptura e que podem ser trabalhados, a frio ou a quente, mediante processos mecânicos, tais como: laminação, trefilação, forjamento extrusão, etc;
- g) ligas de alumínio para fundição são aquelas que se destinam à fabricação de peças fundidas em moldes.

De acordo com a NBR 6834 (2000) as ligas de alumínio são classificadas em duas categorias: as ligas trabalháveis e as ligas para fundição.

Estes dois grupos de ligas obedecem uma numeração de quatro dígitos no qual o primeiro dígito indica o grupo de ligas conforme descrito nos itens subsequentes.

### 3.2 Sistema de classificação numérico de quatro dígitos do alumínio e suas ligas trabalháveis

- a) alumínio não ligado com no mínimo 99,00% de pureza: 1XXX

Nos grupos 1XXX, os dois últimos dígitos da designação indicam os centésimos da porcentagem mínimo de alumínio e o segundo dígito caracteriza dos limites das impurezas. Quando o algarismo for o número 0 indica o alumínio não ligado que contém impurezas em seus limites naturais ou que não houve um controle especial e os algarismos de 1 a 9 indicam que houve controle especial de um ou mais elementos presentes como impurezas.

- b) ligas de alumínio agrupadas segundo o elemento de liga principal:

- cobre: 2XXX
- manganês: 3XXX

- silício: 4XXX
- magnésio: 5XXX
- magnésio e silício: 6XXX
- zinco: 7XXX
- outros elementos: 8XXX

c) série não utilizada: 9XXX

Nos grupos 2XXX a 8XXX o segundo dígito caracteriza modificações da liga. Quando o algarismo for o número 0 indica a liga original já os números de 1 a 9 indicam modificações da liga original. Os dois últimos dígitos da designação são arbitrários, servindo somente para indicar as diferentes ligas do grupo.

### 3.3 Sistema de classificação numérico de quatro dígitos do alumínio e suas ligas para fundição

O primeiro dígito indica o grupo de ligas, os dois dígitos seguintes identificam a liga ou indicam a pureza do alumínio não ligado, o último dígito indica a forma do produto, sendo, XXX.0 - peças fundidas, XXX.1 - lingotes e XXX.2 - lingotes.

Uma modificação na liga original é indicada por letras de série que precedem a designação numérica iniciando com a letra A, omitindo-se, porém, I, O, Q e X.

a) alumínio não ligado com no mínimo 99,00% de pureza: 1XX.X

b) ligas de alumínio agrupadas segundo o elemento de la principal:

- cobre: 2XX.X
- silício junto com cobre ou magnésio ou ambos: 3XX.X
- silício: 4XX.X
- magnésio: 5XX.X
- zinco: 7XX.X
- estanho: 8XX.X
- outros elementos: 9XX.X

c) série não utilizada: 6XX.X

Destes grupos a série 3XX.X e 4XX.X representa as ligas de alumínio que apresentam as melhores características de fundição, motivo pelo qual cerca de 90% das componentes fundidas em alumínio pertencem a estas séries.

### 3.4 Sistema de classificação de alumínio primário

O alumínio primário não ligado é especificado na forma PXXYYZ, onde:

P = alumínio de origem primária;

XX = teor de silício;

YY = teor de ferro;

Z = modificação do alumínio primário original.

### 3.5 Tratamento térmico das ligas de alumínio

Os tratamentos térmicos são utilizados para desenvolver propriedades mecânicas ou físicas dos componentes fabricados com ligas de alumínio, através de alterações nas microestruturas, sendo assim, os principais objetivos são o aumento da resistência mecânica, o aumento da dureza com melhoria da usinabilidade, a estabilidade dimensional e redução das tensões residuais decorrentes do processo de fabricação (BRADASCHIA, 1993).

As ligas de alumínio são divididas em dois grupos: as ligas tratáveis termicamente, propiciando-lhes maior resistência mecânica e as ligas não tratáveis termicamente, cuja resistência mecânica é aumentada através do trabalho a frio. As ligas tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e, posteriormente, sofrer o tratamento térmico para aumento da resistência mecânica (ABAL, 2011).

As têmperas são classificadas conforme a NBR 6835 (2000) de acordo com os processos a que são submetidos, da seguinte forma:

- a) "F" - como fabricada: aplica-se aos produtos obtidos através de processos de conformação em que não se emprega qualquer controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento;

- b) "O" - recozida: aplica-se aos produtos acabados, no estado em que apresenta o menor valor de resistência mecânica. Esta designação não se aplica a peças fundidas;
- c) "H" - encruada: aplica-se aos produtos em que se aumentou a resistência mecânica por deformação plástica a frio e que podem ou não ser submetidos a um recozimento complementar para produzir amolecimento parcial ou a um processo de estabilização. É utilizado para as ligas não tratáveis termicamente. A letra "H" deverá sempre ser seguida de dois ou mais dígitos;
- d) "W" - solubilizado: aplica-se somente a algumas ligas, as quais envelhecem naturalmente à temperatura ambiente após o tratamento de solubilização;
- e) "T" - tratada termicamente: aplica-se aos produtos que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica complementar. A letra "T" deve ser seguida por um ou mais dígitos que indicam a sequência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas.

Para os produtos tratados termicamente, os números de 1 a 10 que seguem a letra "T" indicam sequências específicas de tratamentos básicos, como segue:

- a) T1 - resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável;
- b) T2 - resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável;
- c) T3 - solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável;
- d) T4 - solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável;
- e) T5 - resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma

- temperatura elevada e depois envelhecido artificialmente;
- f) T6 - solubilizado e depois envelhecido artificialmente;
  - g) T7 - solubilizado e sobre-envelhecido;
  - h) T8 - solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente;
  - i) T9 - solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado;
  - j) T10 - resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e depois envelhecido artificialmente.

Os tratamentos térmicos mais comuns em ligas de alumínio são baseados no endurecimento por precipitação, segundo este processo os elementos de liga são colocados em solução sólida supersaturada na matriz metálica (tratamento de solubilização) e em seguida são precipitados finamente à temperatura ambiente ou através de aquecimento (precipitação ou envelhecimento). A fase  $\alpha$  é distorcida pelos precipitados finos, gerando obstáculos a movimentação das discordâncias e desenvolvendo assim maiores resistências mecânicas (BRADASCHIA, 1993; DIETER, 1981).

O tratamento é possível sempre que elementos de liga apresentam redução sensível da solubilidade na fase  $\alpha$ , como é o caso do cobre, silício, magnésio e zinco no alumínio. As ligas são aquecidas a temperaturas próximas à *solidus*, dissolvendo estes elementos na matriz, seguidas de resfriamento rápido, para mantê-los em solução supersaturada. Nesta fase, átomos de maior mobilidade na temperatura ambiente, como o magnésio, começam a desenvolver pequenos precipitados coerentes com a matriz, já outros elementos de liga, exigem aquecimentos de até 250°C para se precipitar na matriz (precipitação por envelhecimento) é importante o controle do tempo deste último tratamento, um vez que para tempos longos os precipitados crescem demasiadamente, perdendo a coerência com a matriz e consequentemente diminuindo a resistência mecânica da liga (BRADASCHIA, 1993).

### 3.6 Fases nas ligas de alumínio

De acordo com Davis (2007) os elementos de liga cobre, magnésio, manganês,

silício e zinco presentes nas ligas de alumínio comerciais proporcionam aumento na resistência mecânica principalmente quando seguido pelo endurecimento por trabalho a frio ou por tratamento térmico, ou ambos. Todos estes elementos de liga apresentam solubilidade significativa no alumínio quando no estado sólido.

O zinco é o elemento com maior solubilidade no alumínio sólido (82,8% em peso). A prata, o gálio e o magnésio o seguem com solubilidade maior que 10% em peso (em ordem decrescente de solubilidade), germânio, cobre, lítio, manganês, silício, mercúrio e titânio tem solubilidade menor que 10 e maior que 1% em peso. Todos os outros elementos são menos solúveis. A solubilidade máxima dos elementos no alumínio sólido ocorre nas temperaturas eutéticas, peritéticas ou monotéticas, com exceção do estanho cuja solubilidade sólida ocorre entre a temperatura de fusão e a temperatura eutética, 228,3°C, com o máximo de 0,07% em peso aproximadamente 660°C) (DAVIS, 2007).

Segundo Dieter (1981) o requisito do limite de solubilidade decrescer com a diminuição da temperatura é o fenômeno responsável por proporcionar o aumento da resistência das ligas quando ocorre o tratamento térmico de endurecimento por precipitação ou envelhecimento, o que poderia ser produzido por um tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera, numa liga na qual uma segunda fase fica em solução sólida em temperaturas elevadas mas precipita frente a um resfriamento rápido e envelhece a baixas temperaturas.

Na Tabela 3.1 estão listados os limites de solubilidade de alguns elementos químicos no alumínio.

Tabela 3.1 – Limites de solubilidade para várias ligas de alumínio binárias.

Elemento	Temperatura (a) (°C)	Solubilidade no estado líquido (% em peso)	Solubilidade no estado sólido (% em peso)
Ag	570	72,0	55,60
Au	640	5,00	0,36
B	660	0,02	<0,001
Be	645	0,87	0,063
Bi	660 (b)	3,40	<0,10
Ca	620	7,60	<0,10
Cd	650 (b)	6,70	0,47

Tabela 3.1 – Limites de solubilidade para várias ligas de alumínio binárias (continuação).

Elemento	Temperatura (a) (°C)	Solubilidade no estado líquido (% em peso)	Solubilidade no estado sólido (% em peso)
Co	660	1,00	<0,02
Cr	660 (c)	0,41	0,77
Cu	550	33,15	5,67
Fe	655	1,87	0,052
Ga	30	98,90	20,00
In	640	17,50	0,17
Li	600	9,90	4,00
Mg	450	35,00	14,90
Mn	660	1,95	1,82
Mo	660 (c)	0,10	0,25
Na	660 (b)	0,18	<0,003
Nb	660 (c)	0,01	0,22
Ni	640	6,12	0,05
Pb	660	1,52	0,15
Pd	615	24,2	<0,10
Sb	660	1,10	<0,10
Si	580	12,6	1,65
Sn	230	99,5	<0,01
Sr	655	...	...
Ti	665 (c)	0,15	1,00
U	640	13,0	<0,10
V	665 (c)	0,25	0,60
Y	645	7,70	<0,10
Zn	380	95,0	82,80
Zr	660 (c)	0,11	0,28

(a) Reação eutética, salvo indicação em contrário. (b) Reação monotética. (c) Reação peritética.

Fonte: David 2007, adaptado.

Os elementos de liga cuja concentração encontram-se abaixo do seu limite de solubilidade formam com o alumínio uma única fase, a fase  $\alpha$ . Já quando a concentração de um elemento de liga excede a este limite de solubilidade surgem os constituintes de segunda fase, que podem formar uma fase composta somente deste elemento de liga, a fase  $\beta$  ou formar um composto intermetálico. No primeiro grupo silício, estanho e berílio são exemplos de elementos de liga que formam uma fase pura constituído basicamente somente deste elemento, a fase  $\beta$  na solução sólida

de alumínio. Já o manganês e cromo são exemplos de elementos que formam com o alumínio predominantemente compostos de segunda fase, uma vez que estes elementos têm baixa solubilidade na solução sólida de alumínio. O manganês, o ferro e o silício formam a fase quaternária  $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ , por exemplo. Um número muito grande de compostos intermetálicos ocorre nas ligas de alumínio, uma vez que o alumínio apresenta alta eletronegatividade e trivalência. De acordo com as regras para previsão da solubilidade em soluções sólidas metálicas, desenvolvida pelo metalurgista Hume-Rothery e colaboradores na década de 50 do século passado, se dois átomos tiverem a mesma estrutura cristalina e se um for eletronegativo e o outro eletropositivo, formar-se-á uma fase intermediária (frequentemente, um composto que apresenta uma faixa de solubilidade muito limitada para átomos de A e B) e se os tamanhos atômicos ou as valências forem muito diferentes, uma ou mais fases intermediárias se formarão (DAVIS, 2007).

### 3.7 Principais elementos de liga e impurezas e seus efeitos nas ligas de alumínio

Cada elemento de liga e os elementos considerados impurezas exercem influências sobre o alumínio que podem ser benéficas ou prejudiciais dependendo dos teores e das reações entre eles.

Nos próximos itens (3.3.1 a 3.3.21) são listadas as principais influências de alguns elementos químicos nas ligas comerciais de alumínio.

#### 3.7.1 Antimônio

Está presente como impureza no alumínio primário em concentrações de 0,01 a 0,1ppm. Possui baixa solubilidade no alumínio, menor que 0,01% em peso. É adicionado as liga do grupo alumínio-magnésio pois forma um filme protetor de oxidoreto de antimônio o qual aumenta a resistência à corrosão na água salgada (MOLINARI, 1997).

Teores próximos ou maiores que 0,10% são suficientes para refinar o silício eutético nas ligas de alumínio-silício. O antimônio não modifica, apenas refina o silício para

uma forma lamelar fina. A eficiência do antimônio como refinador do silício eutético depende da ausência do fósforo e de uma rápida velocidade de resfriamento. O antimônio reage com o sódio e o estrôncio e formando compostos intermetálicos grosseiros prejudicando a fundibilidade da liga (KAUFMAN, 2004).

O antimônio é classificado como metal pesado, sendo tóxico, especialmente quando associado ao gás estibina ( $\text{SbH}_3$ ), portanto não pode ser utilizado em embalagens, utensílios domésticos ou recipientes para alimentação. Peças com antimônio apresentam coloração mais escura, principalmente quando tratadas. Como elemento de liga nas ligas de alumínio não há indicações do perigo do antimônio sendo comum o uso de teores entre 0,08 a 0,15% nas ligas comerciais (MOLINARI, 1997 e DAVIS, 2007).

### 3.7.2 Berílio

Nas ligas que contém magnésio, concentrações de berílio entre 5 a 50ppm reduzem a oxidação da liga quando no estado líquido. Em concentrações superiores a 0,04%, o berílio afeta a forma e a composição do composto intermetálico  $\text{FeSiAl}_5$ , transformando-o numa fase mais dúctil, melhorando desta forma as propriedades mecânicas da liga (KAUFMAN, 2004).

O berílio é usado em concentrações entre 0,01 a 0,05% nas ligas fundidas para melhorar a fundibilidade na produção de peças para motores como é o caso dos pistões (DAVIS, 2007).

Nas ligas alumínio-silício modificadas adições de berílio ajudam a reter o sódio que age como agente modificador. O berílio é usado nas ligas para soldas em teores abaixo de 0,0008% como o objetivo de melhorar a soldabilidade, uma vez que sua presença reduz a oxidação (MOLINARI, 1997).

Os sistemas de normalização limitam em 0,008% para as varetas de solda e 0,010% para o metal base (DAVIS, 2007).

O teor de berílio nas ligas deve ser baixo, pois este elemento forma compostos cancerígenos (DAVIS, 2007).

### 3.7.3 Boro

O boro combinado com outros metais forma os boretos, tais como o  $\text{AlB}_2$  e  $\text{TiB}_2$ . Os boretos de titânio formam fases estáveis que criam sítios para nucleação heterogênea dos grãos da liga de alumínio, promovendo assim o refino dos grãos das ligas de alumínio (KAUFMAN, 2004).

No tratamento do alumínio para fins elétricos o boro é adicionado pois ele precipita elementos considerados como impurezas tais como o titânio, zircônio e vanádio aumentando assim pureza do alumínio e conseqüentemente melhorando a condutividade elétrica (DAVIS, 2007).

Alta concentrações de boro são prejudiciais pois formam partículas grosseiras de boreto que reduzem a ductilidade e resistência mecânica da liga de alumínio e são pontos duros nas peças reduzindo a vida útil das ferramentas. Os boretos também contribuem para a formação de incrustações dentro do metal líquido as quais podem comprometer a qualidade das peças (KAUFMAN, 2004).

### 3.7.4 Cádmi

Em concentrações superiores a 0,1%, o cádmio melhora a usinabilidade das ligas fundidas. Compostos de cádmio são tóxicos, portanto durante a fusão e tratamento do metal, deve-se tomar as devidas precauções pois sua volatilização ocorre a  $767^\circ\text{C}$  (DAVIS, 2007).

Teores até 0,3% são adicionados as ligas de alumínio-cobre para acelerar o envelhecimento, aumentando a resistência mecânica e à corrosão. Teores entre 0,005 a 0,5% são usados nas ligas alumínio-zinco-magnésio para reduzir o tempo de envelhecimento. Em teores acima de 0,1% o cádmio provoca trincas a quente em algumas ligas (MOLINARI, 1997).

### 3.7.5 Cálcio

Cálcio é um fraco modificador do silício eutético nas ligas alumínio-silício. É um elemento indesejável nas ligas de alumínio. Pequenas concentrações de cálcio, 0,0010%, aumentam a solubilidade do hidrogênio no alumínio causando porosidades

nos fundidos e nas soldas. Teores superiores a 0,005% afetam a ductilidade das ligas de alumínio-magnésio (DAVIS, 2007).

Possui baixa solubilidade no alumínio formando um composto intermetálico  $\text{CaAl}_4$  à 700°C, com dureza entre 200 a 300HV. Nas ligas alumínio-silício-magnésio interfere na cinética da precipitação, reduzindo a dureza no envelhecimento da liga. O cálcio também piora a fundibilidade das ligas injetadas (MOLINARI, 1997).

### 3.7.6 Chumbo

Está presente no alumínio comercial como impureza. Nas ligas fundidas em concentrações superiores a 0,1%, o chumbo melhora a usinabilidade das ligas fundidas, porém sua adição é problemática, pois tende a segregar durante a fundição podendo causar trincas a quente, principalmente nas ligas alumínio-cobre-magnésio o chumbo reduz a tensão superficial e conseqüentemente aumenta a fluidez (KAUFMAN, 2004).

Teores inferiores a 1% não afetam as propriedades mecânicas e não interferem nos trabalhos a quente ou a frio. Também não afetam no endurecimento das ligas tratadas termicamente (solubilização e precipitação) (KAUFMAN, 2004).

O chumbo em teores de 10% é usado nas ligas para mancais deslizantes. Compostos de chumbo são tóxicos (KAUFMAN, 2004 e MOLINARI, 1997).

### 3.7.7 Cobre

O cobre foi o primeiro elemento a ser usado como elemento de liga com o alumínio, e continua sendo um dos elementos mais utilizados, formando um dos grandes grupos de ligas de alumínio. Seus teores como elemento de liga variam entre 2 a 10%. O cobre é o responsável pelo aumento da resistência mecânica com parcial redução do alongamento nas ligas de alumínio quando solubilizadas e envelhecidas (DAVIS, 2007).

Ligas com cobre entre 4 a 6% são aquelas que apresentam as melhores propriedades mecânicas quando tratadas termicamente, dependendo, entretanto, da presença de outros elementos (DAVIS, 2007).

A solubilidade máxima do cobre é de 5,7% a 594°C e 0,5% a temperatura ambiente. A microestrutura formada é constituída da solução  $\alpha$  de alumínio e precipitados da fase  $\text{CuAl}_2$  nos contornos dendríticos. A dureza desta fase é de 400 a 600HV (fase quebradiça). O cobre reduz a contração interna, entretanto à medida que o teor de cobre aumenta, torna a liga mais difícil de ser fundida ligas devido a redução da fluidez e aumenta das trincas a quente, se comparada com as que possuem silício. O cobre reduz a condutividade elétrica e térmica da liga, sendo este efeito mais acentuado quando se encontra em solução sólida. A resistividade elétrica cresce proporcionalmente a quantidade de cobre em solução (DAVIS, 2007).

A presença de elementos tais como o ferro, níquel e molibdênio formam com o cobre compostos insolúveis, reduzindo a quantidade de cobre dissolvido e consequentemente interferindo no grau de endurecimento. Na presença de umidade ou atmosfera salina o cobre reduz a resistência a corrosão devido à redução galvânica entre a fase  $\text{CuAl}_2$  e a matriz. A corrosão é mais acentuada quando o cobre está precipitado nos espaços interdendríticos, como é o caso das peças fundidas com resfriamento lento (DAVIS, 2007).

### 3.7.8 Cromo

O cromo está presente no alumínio puro comercial como impureza na ordem de 5 a 50ppm, ele exerce efeito negativo sobre a condutividade elétrica (DAVIS, 2007).

O cromo possui baixa solubilidade no alumínio, formando o composto  $\text{CrAl}_7$  na forma de fases finas e dispersas, por este motivo é utilizado nas ligas dúcteis para evitar o crescimento do grão (MOLINARI, 2007).

A adição de cromo nas ligas alumínio-magnésio, alumínio-magnésio-silício e alumínio-magnésio-zinco são comuns pois além de controlar o crescimento do grão evita a recristalização dessas ligas durante o trabalho a quente e tratamento térmico (DAVIS, 2007).

Nas ligas fundidas a concentração de cromo deve ser controlada, uma vez que este elemento na presença do ferro, manganês e titânio forma o composto intermetálico conhecido como *sludge*, que possui elevada dureza (500 a 700HV). Este problema

ocorre com frequência nas ligas injetadas sob pressão, pois estas ligas apresentam teores de ferro mais elevado e onde as temperaturas de trabalho são mais baixas. Nas peças fundidas em coquilha e areia este composto é raramente encontrado (MOLINARI, 1997).

### 3.7.9 Estanho

É usado como elemento de liga em concentrações de 0,03% nas ligas trabalháveis e concentrações de até 25% nas ligas para fundição. Nas ligas de alumínio-cobre adições de estanho na ordem de 0,05% melhoram as condições de envelhecimento artificial, aumentando a resistência mecânica e a resistência a corrosão, no entanto, altas concentrações de estanho nas ligas alumínio-cobre causam trincas a quente (DAVIS, 2007).

O estanho usado em ligas de fundição de alumínio para reduzir o atrito em aplicações de mancais e buchas. O estanho pode fornecer lubrificação líquida a curto prazo às superfícies de fricção se tais mancais/casquilhos estiverem gravemente sobreaquecidos em serviço (RANA, 2012).

As ligas alumínio-estanho possuem excelentes propriedades tribológicas e mecânicas sendo muito utilizadas para rolamentos deslizantes, rolamentos lisos, pistões e camisas de cilindro para motores de combustão. Estas ligas proporcionam uma boa resistência a corrosão e propriedades superficiais. O estanho possui no alumínio em estado sólido a solubilidade abaixo de 0,09% em peso (OSÓRIO, 2005).

Nas ligas alumínio-estanho para mancais, são adicionados cobre, níquel e silício quando os mancais requerem alta rotação, carga e temperaturas mais elevadas. O cobre, níquel e silício melhoram a capacidade de suportar a carga e conferem resistência ao desgaste enquanto que a fase macia do estanho confere as propriedades de antifricção (DAVIS, 2007).

Adições de estanho melhoram a usinabilidade das ligas alumínio-cobre, alumínio-cobre-níquel e alumínio-zinco fundidas em concentrações abaixo de 1% de estanho. Nas ligas alumínio-zinco, pequenos percentuais de estanho são usados como

anodos de sacrifício na água salgada (DAVIS, 2007; KAUFMAN, 2004).

#### 3.7.10 Estrôncio

Traços de 0,01 a 0,1ppm são encontrados nas ligas de alumínio comerciais (DAVIS, 2007).

O estrôncio é usado para modificar a morfologia e microestrutura do silício eutético nas ligas alumínio-silício, mudando sua morfologia acicular, grosseira e na forma de agulha para uma morfologia fibrosa. Dependendo da concentração de silício na liga, o teor de estrôncio adicionado para modificação, se situa entre 0,008 a 0,05% (KAUFMAN, 2004).

O estrôncio é o modificador mais utilizado na indústria, por ser de fácil manuseio, não ser tóxico, ter uma boa taxa de modificação com adição de uma pequena quantidade de material em peso em relação à liga e por ter bom tempo de atuação no banho (ARAÚJO, 2012).

O estrôncio tem sido considerado ineficaz como modificador em taxas de solidificação lentas, mas alguns investigadores relatam efeitos benéficos nas estruturas de AFS nível 4 e 5 em ligas 319.0 e 356.0 quando > 200ppm de estrôncio está presente (KAUFMAN, 2004).

Segundo Medrano (2007) a modificação com estrôncio altera o silício eutético de uma forma acicular grosseira que, devido à sua morfologia composto de pontas e arestas, atua como ponto de concentração de tensão, numa morfologia globular, aumentando assim as propriedades mecânicas, principalmente o percentual de alongamento.

#### 3.7.11 Ferro

O ferro é uma impureza comum e usualmente inevitável no alumínio proveniente de diversas fontes como, por exemplo, conchas, escumadeiras, sucatas, etc. Possui alta solubilidade no alumínio líquido e baixa solubilidade no estado sólido (0,04%). Acima deste teor o ferro se combina com outros elementos formando fases intermetálicas (DAVIS, 1997).

O aumento do teor de ferro pode ser suficiente para promover a formação de compostos intermetálicos grosseiros, assim como o composto agulhado  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, que agem como pontos iniciadores de trincas e assim prejudicam as propriedades mecânicas do material. Em adição aos seus efeitos negativos sobre as propriedades mecânicas do material, o composto intermetálico  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi também é prejudicial para a moldabilidade da liga, aumentando o teor de porosidade. Um dos mecanismos sugeridos pelos quais o composto intermetálico  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi afeta a formação de poros é de que este composto bloqueio do fluxo interdendrítico, atuando como local de nucleação e crescimento dos poros. O composto intermetálico  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi também podem influenciar indiretamente no crescimento do poro induzindo a grãos eutéticos de Al-Si maiores, que reduzem a alimentação e, assim, aumentar a porosidade (PUNCREOBUTR, 2014).

Em muitas ligas é especificado que o teor de manganês deva ser no mínimo a metade do teor de ferro, assim o ferro se combina com o manganês, evitando a formação deste composto agulhado. O ferro, dependendo do seu teor, também favorece a formação de micro trincas. (MOLINARI, 1997).

### 3.7.12 Fósforo

São encontradas concentrações de fósforo entre 1 a 10ppm nas ligas comerciais de alumínio. Sua solubilidade no alumínio é muito baixa (0,01% a 660°C) (DAVIS, 2007).

O fósforo é usado como refinador do silício primário nas ligas hipereutéticas de Al-Si, onde o fosfeto de alumínio (AlP<sub>3</sub>) atua como nucleador dos cristais de silício primário, produzindo cristais mais finos, homogêniamente distribuídos e de formato poliédrico ou granular (FURLAN, 2014 apud WEISS, 1987).

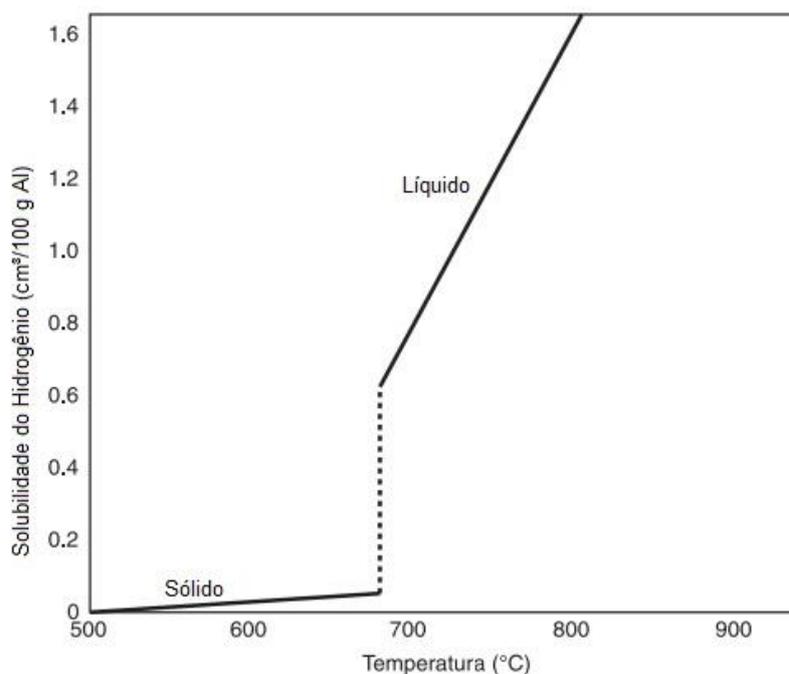
### 3.7.13 Hidrogênio

O hidrogênio é o único gás com solubilidade apreciável no alumínio e suas ligas. Sua solubilidade é baixa no estado sólido e aumenta rapidamente com o aumento da temperatura acima da linha liquidus. A figura 3.1 mostra a solubilidade do hidrogênio no alumínio puro. As solubilidades do hidrogênio no alumínio puro no

estado líquido e sólido, imediatamente acima e abaixo da linha solidous são respectivamente 0,65 e 0,034mL/100 g. Estes valores mudam de acordo com a composição química da liga, no entanto, a curva de solubilidade mantém as mesmas características da curva de solubilidade do alumínio puro. De uma maneira geral, as ligas dissolvem menos hidrogênio do que o alumínio puro, no entanto devido ao menor ponto de fusão absorvem mais hidrogênio em relação a temperatura de fusão (DAVIS, 2007).

As solubilidades do hidrogênio no alumínio em estado líquido e no estado sólido são respectivamente, 0,69 e 0,04ppm. Estes valores não apresentam variações significativas para a maioria das ligas de fundição. Na indústria são necessários que sejam realizados controles das condições de fusão e o do tratamento do metal líquido para reduzir a quantidade de hidrogênio dissolvido (DAVIS, 2007).

Figura 3.1 – Solubilidade do hidrogênio no alumínio puro



Fonte: Murray, 2011 (adaptado).

O hidrogênio absorvido causa nos componentes fundidos defeitos do tipo porosidade primária e porosidades secundárias quando os fundidos são expostos a temperaturas mais elevadas como é o caso dos tratamentos térmicos (KAUFMAN, 2004).

### 3.7.14 Magnésio

O magnésio é um dos principais elementos de liga utilizados. A solubilidade é de 17,4% a 450°C e em torno de 2% à temperatura ambiente. O percentual do magnésio varia entre 0,5 a 12% nas ligas comerciais. Pequenas adições de magnésio nas ligas Al-Si fundidas conferem a liga um grande aumento de resistência mecânica e resistência à corrosão, mas reduzem a ductilidade e a resistência à fratura. (DAVIS, 2007).

Os efeitos colaterais da adição de magnésio são a redução da temperatura eutética e da fluidez. (FURLAN apud MOUSTAFA et al., 2002).

A presença de magnésio nas ligas alumínio-silício faz com que essas ligas sejam tratáveis termicamente. Após solubilização seguida de têmpera e envelhecimento, as partículas coerentes e semi-coerentes de  $Mg_2Si$  se precipitam uniformemente na matriz de alumínio melhorando as propriedades mecânicas. (FURLAN apud JOENOS, 1991).

O processo de envelhecimento é caracterizado pelo aumento da resistência mecânica e dureza a um valor máximo e posteriormente decrescendo no estado super-envelhecido. O aumento da resistência é normalmente associado à diminuição do alongamento. Sendo assim, ligas susceptíveis ao endurecimento por precipitação, quando envelhecidas ao seu pico de resistência, apresentam valores mínimos de alongamento. (DAVIS, 2007).

O efeito de endurecimento é útil até aproximadamente 0,7% do teor de magnésio na liga. A partir deste teor, o máximo de endurecimento da matriz é atingido e a perda de ductilidade é ainda mais evidente (DAVIS, 2007).

### 3.7.15 Manganês

Como impureza é encontrado no alumínio primário com concentrações entre de 5 a 50ppm (DAVIS, 2007).

O manganês é utilizado como elemento de liga do grupo 3XXX das ligas de alumínio trabalháveis, no qual forma com o alumínio o composto  $MnAl_6$  que aumenta a

resistência mecânica (DAVIS, 2007).

A adição de manganês pode alterar a morfologia dos intermetálicos de ferro de placa da fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi para a morfologia da escrita chinesa fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>. (ZAIDAO, 2017).

### 3.7.16 Níquel

A solubilidade do níquel no alumínio em estado sólido não excede a 0,04%. Acima deste teor o níquel forma compostos intermetálicos insolúveis geralmente combinando-se com o ferro. Teores acima de 2% aumentam a resistência mecânica e reduzem a ductilidade das ligas. O níquel é adicionado as ligas de Alumínio-cobre e alumínio-silício para aumentar a dureza e a resistência mecânica em temperaturas mais elevadas e reduzir o coeficiente de expansão térmica. O níquel promove corrosão por *pitting* (ou corrosão por pites, ou corrosão alveolar) nas em algumas ligas trabalháveis do grupo 1XXX, como 1100. Seu uso é limitado nas ligas para reatores nucleares pois possui alta absorção de nêutrons, mas em outras aplicações adições de níquel são desejáveis, pois junto com o ferro melhora a resistência a corrosão na presença de altas pressões de vapor (DAVIS, 2017).

O composto intermetálico NiAl<sub>3</sub> expande na solidificação consequentemente reduzindo a contração volumétrica da liga e aumentando linearmente a densidade em função do% de níquel presente. O módulo de elasticidade aumenta em torno de 1% para cada 1% de níquel adicionado e a resistência a fluência aumenta dez vezes a mais. Nas ligas de alumínio com altos teores de ferro, o níquel evita a formação da fase frágil e quebradiça  $\beta$ AlSiFe (MOLINARI, 1997).

### 3.7.17 Prata

A prata possui alta solubilidade no alumínio, em torno de 55% (MOLINARI, 1997).

Por causa do alto custo deste elemento ligas binárias de alumínio-prata não são utilizadas, no entanto pequenas adições de prata, em torno de 0,1 a 0,6% nas ligas alumínio-zinco-magnésio aumentam a resistência à corrosão sob tensão (DAVIS, 2007).

Nas ligas de Alumínio-cobre concentrações entre 0,5 a 1,0% são utilizadas para

melhorar as propriedades mecânicas, uma vez que a prata contribui na precipitação durante o envelhecimento. (KAUFMAN, 2004).

### 3.7.18 Silício

Conforme Manjunath (2014) as ligas de alumínio-silício são amplamente utilizadas como material de fundição devido as suas propriedades inerentes, tais como excelente fluidez, molhabilidade, boa fundibilidade, baixa tendência a formação de rechupes, resistência à corrosão, baixo coeficiente de expansão térmica, boa resistência ao desgaste e excelentes propriedades mecânicas, sendo a adição de cobre e magnésio é obrigatória para melhorar a resistência da liga.

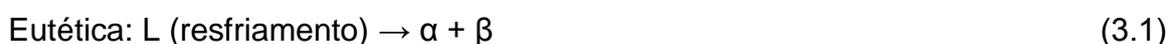
Adições de silício no alumínio puro aumentam drasticamente a fluidez, a resistência a trincas, melhoram a alimentação nos moldes e a reduzem a densidade (a densidade do silício é 2,34g/cm<sup>3</sup>) (DAVIS, 2007).

Durante a solidificação o silício expande, compensando a contração volumétrica da liga. Ligas com 6 a 12% de silício, apresentam uma contração de 3 a 4% enquanto que ligas com 20 a 24% de silício a contração é de apenas 1 a 2% (MOLINARI, 1997).

A fluidez varia em função do seu percentual, sendo ruim nas ligas com teores entre 4 a 5% e excelente nas ligas com teores superiores a 17%. Na faixa de 6 a 7% de silício as ligas apresentam boa condutibilidade térmica (DAVIS, 2007; MOLINARI, 1997).

O sistema Al-Si é um sistema eutético simples, que apresenta solubilidade limitada de alumínio em silício e solubilidade limitada de silício em alumínio. O silício possui baixa solubilidade no alumínio sendo o limite máximo de 1,5% na reação eutética e de 0,01% à temperatura ambiente. A Figura 3.2 apresenta o diagrama de fases do sistema alumínio-silício contemporâneo (MAKHLOUF, 2014).

Existe apenas uma reação invariante neste diagrama, equação (3.1):



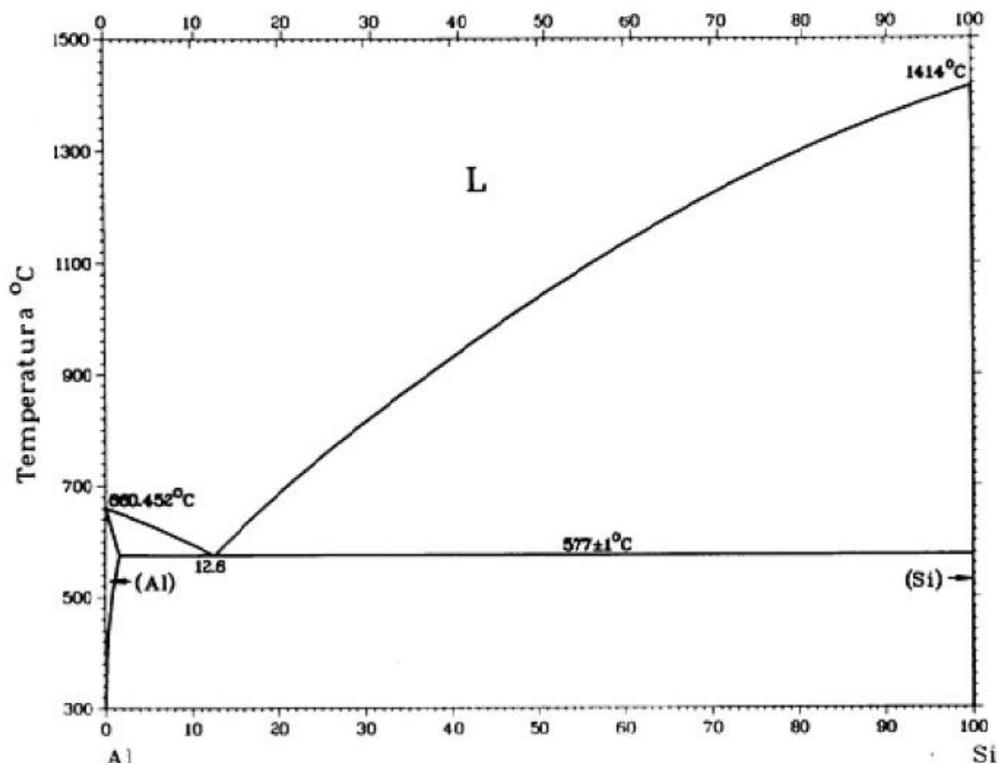
onde: L é a fase líquida;  $\alpha$  é predominantemente alumínio; e  $\beta$  é predominantemente silício.

A reação eutética ocorre à 577°C e o teor de Si em 12,6%.

De acordo com o diagrama de fases o silício eutético pode se formar como se segue:

- diretamente a partir do líquido quando a concentração do silício é 12,6% a liga é eutética;
- na presença de alumínio primário com concentrações de silício inferiores a 12,6% a liga é hipoeutéticas;
- na presença de cristais de silício primários com concentrações de silício superiores a 12,6% a liga é hipereutéticas (MAKHLOUF, 2014).

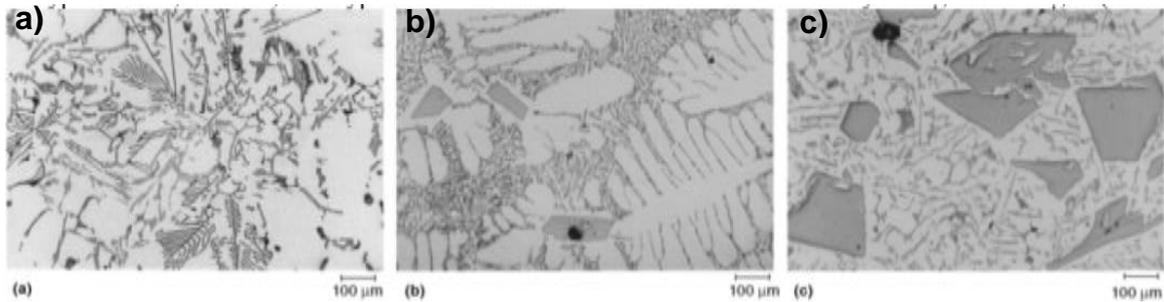
Figura 3.2 - Diagrama de fases do sistema Al-Si



Fonte: ASM handbook, (1992), adaptado.

A figura 3.3 mostra microestruturas características das ligas de alumínio-silício eutéticas, hipoeutéticas e hipereutéticas.

Figura 3.3 - Microestruturas características das ligas de alumínio silício eutéticas, hipoeutéticas e hipereutéticas.



a) liga hipoeutética, b) liga eutética e c) liga hipereutética.

Fonte: Brent (2004), adaptado.

Quando as ligas alumínio-silício são fundidas em areia ou em molde permanente uma forma de melhorar as propriedades mecânicas é por meio da modificação do eutético. Em solidificações lentas de ligas alumínio-silício, forma-se uma microestrutura com uma morfologia grosseira, onde o eutético aparece na forma de agulhas de silício dentro de uma matriz de alumínio, sendo assim considerado com a morfologia acicular. Estas grosseiras agulhas de silício são quebradiças, ocasionando estruturas eutéticas com baixa ductilidade e baixa resistência mecânica. A utilização de modificadores químicos, como o estrôncio, resulta na mudança da morfologia do silício eutético. Mudando sua morfologia de acicular para uma morfologia fibrosa. Os modificadores influenciam no processo de nucleação e crescimento dos cristais de silício eutético (ARAÚJO, 2012).

Já o tamanho de grão das ligas de Al-Si fundidas depende da quantidade de núcleos de grãos no líquido e da velocidade de solidificação da liga. Assim, a diminuição do tamanho de grão (refino de grão) nestas ligas só é possível com o aumento do número de núcleos no líquido ou com o aumento da velocidade de resfriamento. No caso de componentes resfriadas lentamente ou peças de grandes dimensões, o refino de grão é realizado com a adição de refinadores na liga líquida, um dos refinadores mais conhecidos é o TiAl 10%, no qual as partículas de  $Al_3Ti$  atuam como núcleos para os primeiros grãos decorrentes da solidificação (ARAÚJO, 2012).

Essas ligas são muito utilizadas na aplicação para componentes de motores a combustão, como o cabeçote de motor, devido à presença de quantidades elevadas de silício precipitado em sua microestrutura, baixo coeficiente de expansão térmico e alta resistência mecânica quando adicionados outros elementos de liga como cobre,

magnésio e níquel (FURLAN apud MANASIJEVIC et al., 2011).

### 3.7.19 Sódio

Traços de 0,01 a 0,1ppm são encontrados nas ligas de alumínio comerciais. O sódio é utilizado como modificador do silício eutético nas ligas alumínio-silício, transformando o silício eutético de forma lamelar grosseira para uma forma acicular fina, e também redistribui o silício disperso para uma forma mais compacta, aumentando assim a resistência mecânica e a ductilidade da liga (KAUFMAN, 2004).

Uma boa modificação é obtida com a adição não superior a 0,015% em peso de sódio, resultando em componentes com teor retido de 0,002 a 0,009%, dependendo do tempo de atuação que é no máximo uma hora e meia (KAUFMAN, 2004).

Até a década de 70 do século passado, o sódio era considerado o modificador universal do silício eutético nas ligas de alumínio, no entanto pela dificuldade do controle da sua concentração e pelo excesso de fumaça gerada quando este elemento de liga é adicionado ao metal fundido pesquisas foram realizadas para sua substituição. Atualmente o elemento de liga estrôncio substituiu o sódio na modificação química do silício eutético (MAKHLOUF, 2014).

### 3.7.20 Titânio

Teores de 10 a 100ppm são encontrados no alumínio puro, grau comercial. O titânio reduz a condutividade elétrica, porém seu efeito pode ser reduzido com a adição de boro, formando um composto insolúvel  $TiB_2$ . O titânio é utilizado para refinar o grão de alumínio (solução  $\alpha$ ) pequenas adições de 0,05 a 0,15% são suficientes para promover o refino do grão (MOLINARI, 1997).

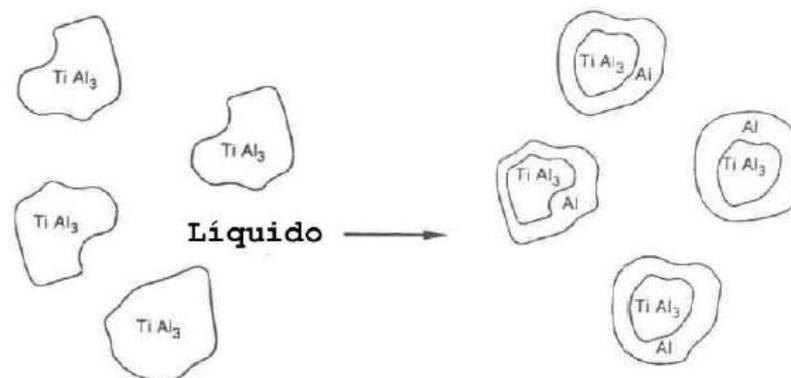
O refino exerce grande influência nas propriedades e características de fundição principalmente nas ligas com baixo teor de silício, melhorando principalmente as condições de alimentação, as propriedades mecânicas e a estanqueidade das peças fundidas e diminuindo a tendência a trincas de solidificação. Para esta finalidade, geralmente o titânio ou o titânio e boro é utilizado (BRADASCHIA, 1993; KAUFMAN, 2004).

O efeito máximo dos refinadores é alcançado após 5 a 10 minutos da adição no

banho. Seu efeito não é permanente, observando-se uma redução na intensidade do refino a partir de 45 minutos após a sua adição. Após, este período são necessárias novas adições dos refinadores ou agitações no banho para manter as condições metalúrgicas do banho (BRADASCHIA, 1993). Segundo Moreira (2011) não há ainda uma explicação completa para o fenômeno da perda do efeito do refinador de grão. Uma das teorias aceitas mostra que, devido à maior densidade do refinador de grão em relação ao metal líquido, ocorre decantação a partir de certo tempo, em certas regiões da peça, dificultando sua ação sobre o metal.

O mecanismo pelo qual o titânio e o boro agem sobre a liga durante a solidificação é ainda incerto. As teorias mais aceitas pelos pesquisadores, consideram que ocorra a formação de partículas  $TiAl_3$ , que nucleiam o alumínio, por meio da reação peritética: Líquido +  $TiAl_3 \rightarrow Al + TiAl_3$  (MOREIRA, 2011). A figura 3.4 mostra o esquema da nucleação do alumínio através da reação peritética.

Figura 3.4 – Nucleação do alumínio pela reação peritética: Líquido +  $TiAl_3 \rightarrow Al + TiAl_3$ .



Fonte: Moreira, 2011.

Na maioria das ligas o teor de titânio é limitado em no máximo 0,25%, pois acima deste teor prejudica as ligas devido a formação de compostos e segregações insolúveis que comprometem as propriedades mecânicas da liga (TANG, 2017).

### 3.7.21 Zinco

De acordo com Rana (2012) o zinco está presente apenas nas ligas de alumínio para fundição do grupo 7XX.X, caso contrário, o zinco é considerado apenas impureza aceitável nas ligas de fundição secundárias. Como tal, o zinco é bastante neutro e não altera as propriedades das ligas de alumínio.

### 3.8 O efeito da microestrutura nas propriedades

Segundo Kaufman (2004) as características que impactam a microestrutura da liga e que afetam nas propriedades mecânicas, excluindo os defeitos são das:

- a) tamanho, forma e distribuição das fases intermetálicas;
- b) espaçamento dos braços dendríticos (DAS);
- c) tamanho e forma do grão;
- d) modificação eutética.

#### 3.8.1 Fases Intermetálicas

O controle das concentrações da composição química e a observação das proporções estequiométricas dos elementos são necessárias para que microestruturas preferenciais sejam desenvolvidas. A taxa de solidificação e a taxa de pós-solidificação da refrigeração promovem tamanho uniforme e distribuição de intermetálicos e influenciar a sua morfologia. De acordo Kaufman (2004) com taxas lentas de solidificação resultam em compostos intermetálicos grosseiros e compostos de segunda fase concentrados nos contornos de grãos já com taxas de solidificação mais rápida temos precipitados mais finos, uma vez que a formação destas fases é controlada pela difusão.

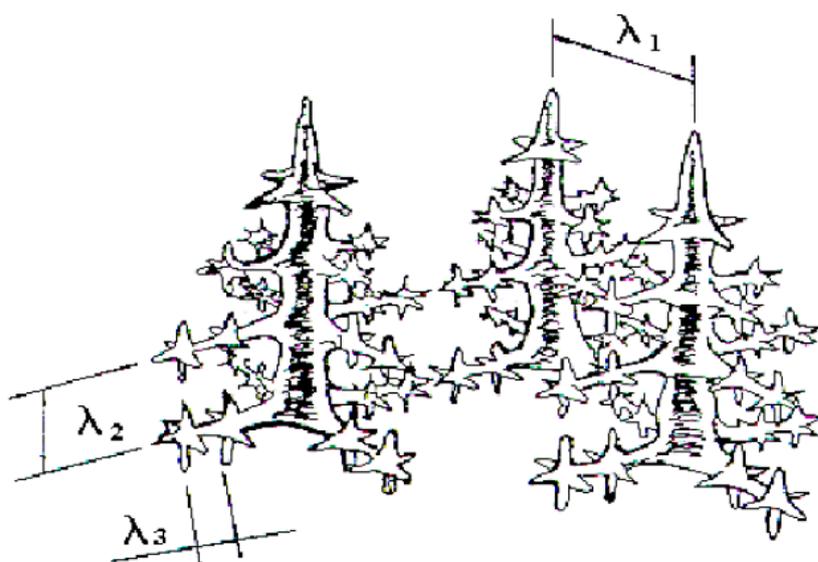
#### 3.8.2 Espaçamento de braços dendríticos

Nas ligas de alumínio a passagem do estado líquido para o sólido se efetua por cristalização. Depois da nucleação, quando a temperatura diminui surgem cristais sob a forma dendrítica (do grego dendron = árvore). Quando a temperatura eutética é atingida, a solidificação prossegue a temperatura constante com a formação de fase sólida eutética no espaço deixado entre braços dendríticos (ZHANG, 2003).

Durante o crescimento dendrítico, a ramificação principal em crescimento desenvolve ramificações laterais. O espaçamento dos braços primários, dos braços secundários e terciários depende das condições de solidificação. Em altas velocidades de crescimento podem formar-se somente ramificações primárias, mas, à medida que a velocidade diminui desenvolvem-se também ramificações laterais. A

força motriz do crescimento de ramificações dendríticas secundárias é o super-resfriamento constitucional, observado entre as regiões primárias. O espaçamento final entre os braços difere do espaçamento durante o crescimento, pois durante o crescimento muitas ramificações pequenas desaparecem, enquanto que as grandes ramificações continuam a crescer, esse efeito é chamado de engrossamento. As formas de crescimento são bastante variadas. Normalmente, cada dendrita ramificada cresce de um único núcleo e possui uma única orientação, porém pequenas variações podem ser produzidas durante o crescimento, devido a distorções mecânicas causadas pela turbulência do líquido (SILVA, 2015). Na Figura 3.5 é apresentado o aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional.

Figura 3.5 - Aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional mostrando espaçamento dendrítico primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ).



Fonte: Silva, 2005 apud Osório, 2004.

O espaçamento dos braços dendríticos (*dendrite arm spacing* – DAS) é definido como a distância entre os braços adjacentes de uma dendrita, sejam eles os braços dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ). Quanto maior o espaçamento do braço dendrítico, mais grossos são os microconstituintes e mais pronunciados os seus efeitos nas propriedades. É desejável um espaçamento de braço dendrítico mais fino para se obter melhores propriedades mecânicas. (KAUFMAN, 2004).

Em estudos desenvolvidos Zhang (2003) observou-se que o a redução do DAS é

mais influenciada pela temperatura de vazamento da liga do que pela temperatura do molde metálico.

Um modo conveniente e muito utilizado na determinação dos efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada consiste na medida de espaçamentos dendríticos (DAVIS, 2007).

### 3.8.3 Refinamento de grãos

De acordo Shabestari (2010) o controle da estrutura bruta de solidificação é um dos requisitos fundamentais na indústria da fundição. O refinamento de grão é um tratamento que melhora a qualidade das componentes fundidos. Uma estrutura de grão fino garante melhores propriedades mecânicas, melhor alimentação do molde diminuindo a presença microrechupes e distribuindo as microporosidades e compostos de segunda fase. O processo de refinamento ocorre quando se introduz no banho metálico, substratos com baixa energia interfacial que provocam a nucleação heterogênea da fase  $\alpha$  de alumínio (SHABESTARI, 2010).

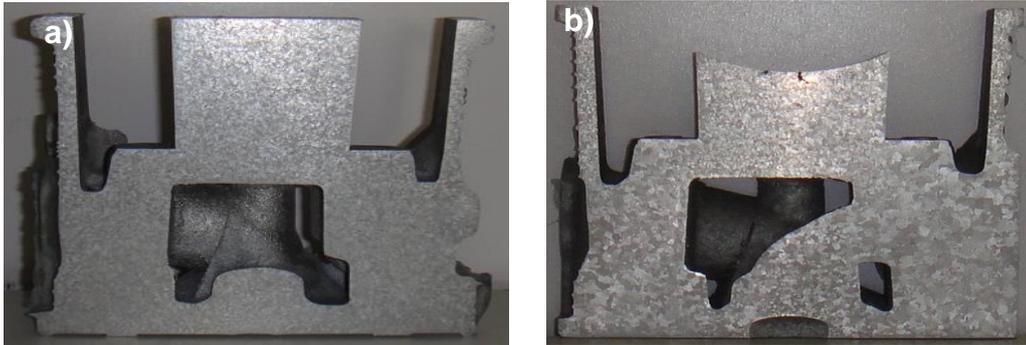
O efeito de refinamento de grão também pode ser provocado aumentando-se a taxa de solidificação da liga ou o gradiente de temperatura no banho (KAUFMAN, 2004).

Estudos realizados por Eskin (2004, apud ELIA, 2009, p.315) confirmaram que o refinamento do grão diminuiu o tempo de início da contração térmica, iniciando assim em um estágio posterior ao da solidificação causando menos tensão térmica na zona pastosa, resultando em numa melhor a resistência a trincas a quente em muitas ligas de alumínio.

Os materiais mais comuns utilizados como inoculantes para refinamento do grão são o Al-Ti ou Al-Ti-B. Os refinadores de Al-Ti tem concentração de 3 a 10% peso de titânio, já o refinador de Al-Ti-B tem concentração de 0,2 a 1,0% peso de boro e proporções de titânio para boro variando de 5 a 50, normalmente sob a forma de lingotes, varetas e pós compactados (KAUFMAN, 2004).

Na Figura 3.6 é apresentado a estrutura de duas amostras da liga Al-Si A319 sendo uma refinada como Al-Ti 10% e a outra não refinada.

Figura 3.6 - Comparação do tamanho de grão de amostras da liga Al-Si A319:



a) amostra refinada com Al-Ti 10% e b) amostra não refinada.  
Fonte: Nemak (2017).

#### 3.8.4 Modificação do silício eutético

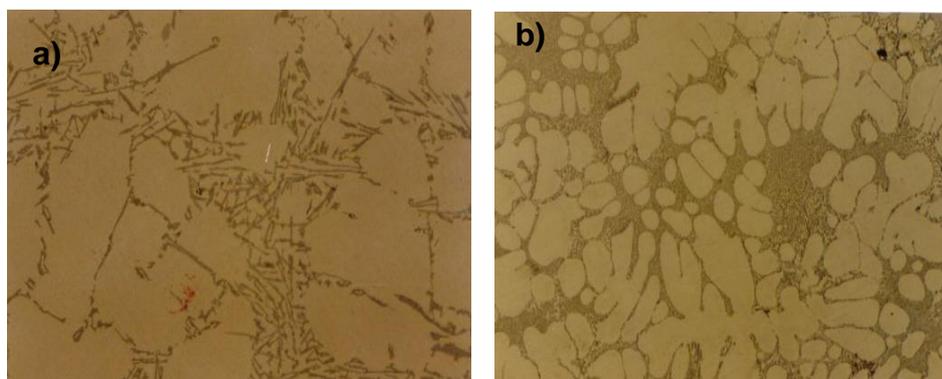
As propriedades das ligas de alumínio-silício hipoeutéticas podem ser afetadas pela modificação da forma do silício eutético.

Na modificação o silício eutético muda de uma morfologia lamelar e grosseira para uma morfologia fibrosa e fina.

A modificação pode ser feita por rápidas velocidades de solidificação (exemplo de solubilização, seguido de têmpera) e pela adição de modificadores químicos, como cálcio, sódio, estrôncio e antimônio, influenciando o grau de modificação eutética na solidificação (KAUFMAN, 2004 e DAVIS 2007).

A Figura 3.7 apresenta micrografias da liga de alumínio-silício sem e com modificação química do estrôncio.

Figura 3.7 - Microestruturas da liga Al-Si:



a) liga não modificada e b) modificada com estrôncio.  
Fonte: Nemak (2017).

Dentre as explicações existentes na literatura, uma com boa aceitação seria a que relata que os átomos dos elementos modificadores são adsorvidos nas superfícies de crescimento dos cristais de silício, impedindo este crescimento e restringindo a intensificação da germinação, de modo a originar cristais de silício com estrutura fina e múltiplas ramificações. Outra argumentação diz respeito à alteração na tensão superficial entre o alumínio e o silício causada pela adição de agentes modificadores (MAKHLOUF, 2014).

Os maiores benefícios da modificação eutética alumínio-silício são alcançados em ligas contendo de 5% Si a concentração eutética. As adições modificadoras ou suprimem o crescimento de cristais de silício no eutético ou equilibram taxas de crescimento de matriz de silício, proporcionando lamelas mais finas. O fósforo interfere no mecanismo de modificação, pois ele reage formando fosfetos que anulam a eficácia dos modificadores (KAUFMAN, 2004).

As principais vantagens da modificação do silício eutético nas ligas de alumínio-silício é aumento das propriedades de tração e da ductilidade quando comparadas com estruturas não modificadas, porém esta melhoria das propriedades depende do grau das porosidades associada a adição de modificadores. Além desta vantagem ocorre uma melhoria na alimentação do molde, na resistência a trincas a temperaturas elevadas, na dureza e na usinabilidade (DAVIS, 2007).

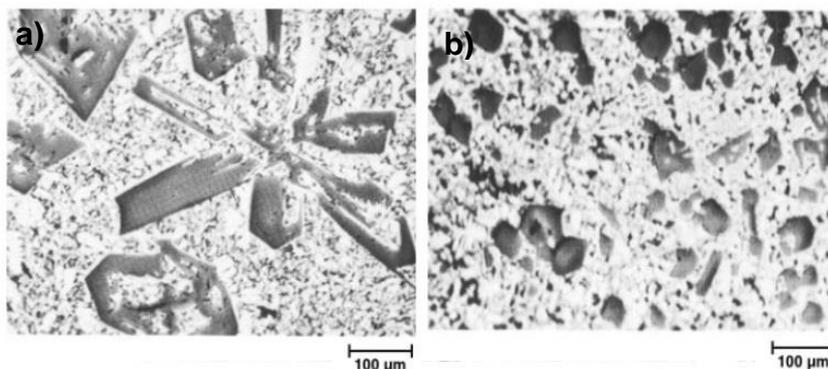
### 3.8.5 Refino dos cristais de silício

Para reduzir o tamanho dos cristais de silício primário que são prejudiciais a fundibilidade e usinabilidade das ligas hipereutéticas, o fósforo é adicionado na forma de cobre fosforoso ou penta cloreto de fósforo ao banho metálico (KAUFMAN, 2004).

Quando adicionado forma-se o composto fosfeto de alumínio ( $AlP_3$ ) que facilita a nucleação do silício primário em cristais menores e mais distribuídos na matriz de alumínio  $\alpha$  (MONDOLFO, 1976).

A Figura 3.8 mostra efeito do fósforo no refinamento dos cristais de silício primário das ligas hipereutéticas de alumínio-silício.

Figura 3.8 - Efeito do fósforo no refinamento da microestrutura hipereutéticas da liga Al-Al-22Si-1Ni-1Cu:

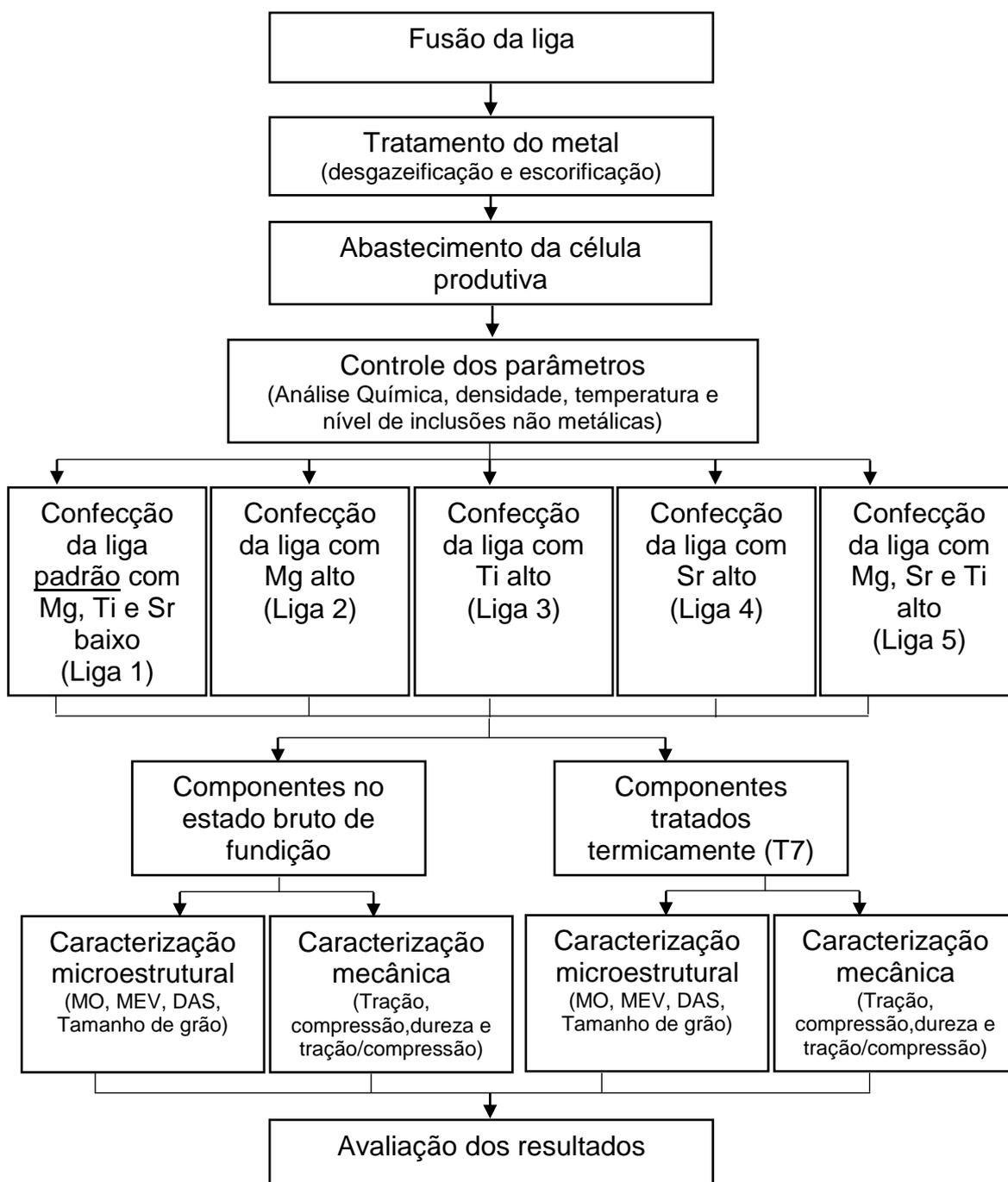


a) não refinado e b) refinado com fósforo.  
Fonte: Kaufmam, 2004.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 4.1 mostra o fluxograma que representa o procedimento experimental.

Figura 4.1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental.



Fonte: Próprio autor (2017).

Todo o trabalho experimental foi desenvolvido e realizado na fundição e laboratórios da Nemark Alumínio do Brasil Ltda., planta Betim - MG e nos laboratórios do

Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (DEMAT/CEFET).

O trabalho foi organizado em duas etapas, sendo que a primeira foi a confecção dos componentes com cinco composições químicas distintas no estado bruto de fundição e no estado tratado termicamente.

Durante a confecção destes componentes foram realizados os ensaios de composição química por espectrometria de emissão óptica, densidade da liga líquida, presença de inclusões não metálicas na liga e medição das temperaturas da liga e do molde metálico. Todos estes parâmetros foram monitorados e são comuns a todos os experimentos.

Na segunda etapa foram realizadas as caracterizações microestruturais e mecânicas destes componentes no estado bruto de fundição e no estado tratado termicamente (condição T7).

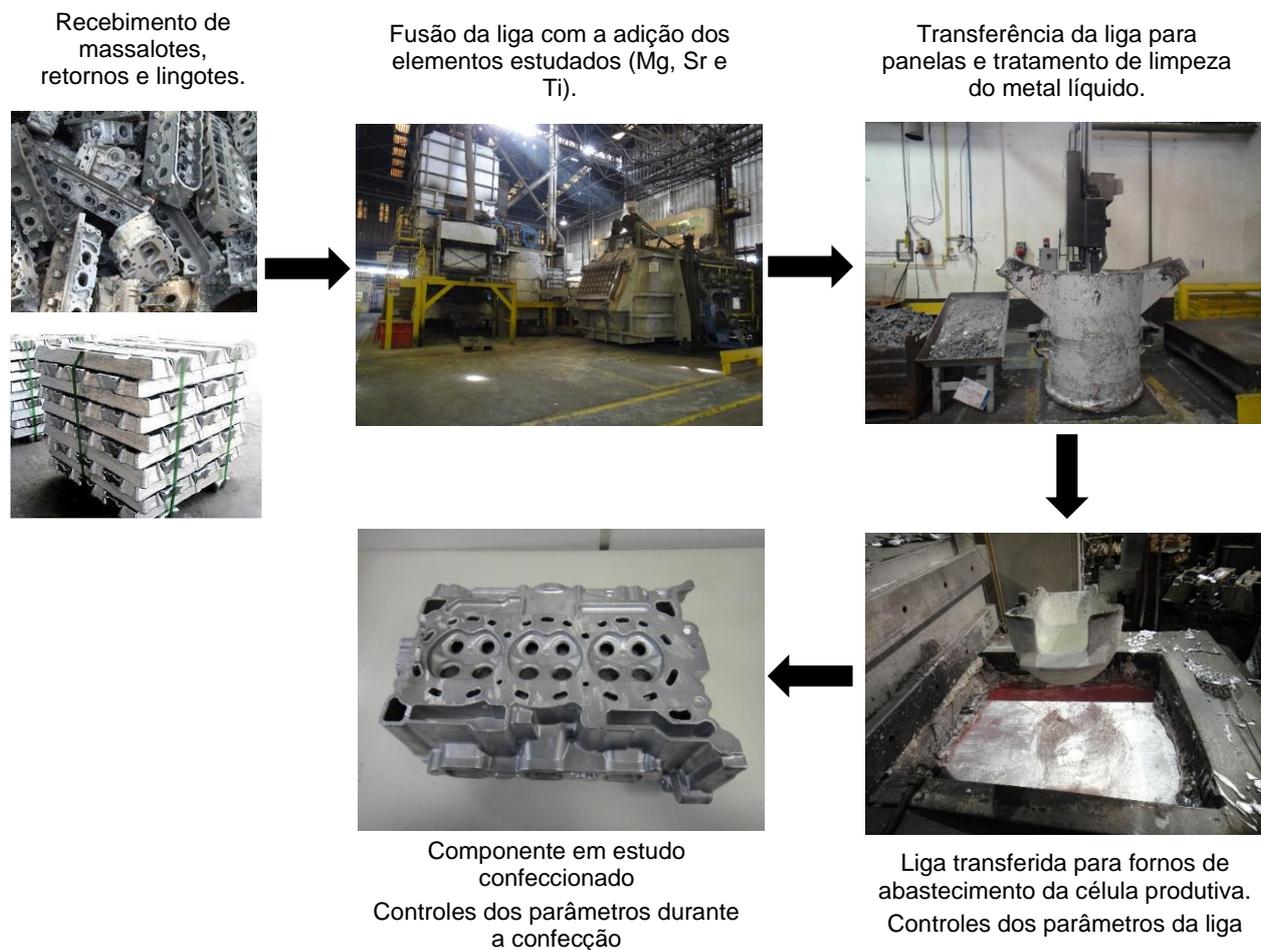
#### 4.1 Material

A liga Al-Si A319 utilizada na confecção do componente em estudo foi produzida a partir da fusão de lingotes secundários, massalotes e retornos de produção em uma torre fusora a gás, marca Insertec. Após a fusão a liga foi transferida para um forno de espera a gás, marca Insertec, com temperatura ajustada em 750°C (esta temperatura foi escolhida considerando a perda de calor para se obter a temperatura ideal para vazamento do componente).

Do forno de espera a liga foi vazada para placas de transferência no qual foram realizados o tratamento de limpeza do metal, trata-se de um conjunto de processos envolvendo a desgaseificação do banho com a injeção de nitrogênio e a adição de sais escorificantes para limpeza das inclusões de óxidos em suspensão, seguida da retirada de escórias manualmente com escumadeira.

Finalmente a liga foi transferida para os fornos de abastecimento das células produtivas de onde os componentes em estudo foram confeccionados através de moldes metálicos. Todo o processo descrito anteriormente está esquematizado na Figura 4.2.

Figura 4.2 - Sequência da confecção dos componentes estudados.



Fonte: Próprio autor (2017).

Visando a obtenção de amostras com teores distintos de Mg, Sr e Ti para estudo da influência destes elementos nas propriedades mecânicas do componente analisado, foram realizadas alterações na composição química da liga Al-Si A319 original.

As adições dos elementos de liga, ocorreram durante o processo de vazamento da liga para as painéis de transferência.

Para facilitar a compreensão do trabalho as ligas alteradas foram denominadas liga 1, liga 2, liga 3, liga 4 e liga 5.

A liga 1 é a liga padrão, e apresenta os teores de magnésio, estrôncio e titânio nos valores mais baixos especificados para a liga A319, nesta liga não houve a adição de qualquer elemento de liga, conforme descrito na Tabela 4.1.

Na liga 2 acrescentou-se lingotes de magnésio, na liga 3 lingotes de Al-Ti 10%, na liga 4 lingotes de Al-Ti 10% e na liga 5 adicionou-se lingotes de magnésio, lingotes de Al-Sr 10% e lingotes de Al-Ti 10%.

Os teores de Mg, Sr e Ti das ligas em estudo estão apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Alteração da composição química nominal das ligas estudadas (Valores % em peso).

	Mg	Sr	Ti
Liga 1 – Padrão	0,30 a 0,35	0,0030 a 0,0090	0,00 a 0,05
Liga 2 – Mg	<b>0,55 a 0,60</b>	0,0030 a 0,0090	0,00 a 0,05
Liga 3 – Ti	0,30 a 0,35	0,0030 a 0,0090	<b>0,20 a 0,25</b>
Liga 4 – Sr	0,30 a 0,35	<b>0,0190 a 0,0250</b>	0,00 a 0,05
Liga 5 – Mg, Sr e Ti	<b>0,55 a 0,60</b>	<b>0,0190 a 0,0250</b>	<b>0,20 a 0,25</b>

Fonte: Próprio autor (2017).

#### 4.2 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos T7 – solubilizado e sobreenvelhido foram conduzidos nos componentes em estudo, de acordo com a especificação do produto, sendo os mesmos realizados em um forno industrial Insertec, conforme ilustrado na Figura 4.3.

A solubilização ocorreu a temperatura de 485°C durante 4 horas para em seguida ser feita a têmpera em água, e em seguida realizado o sobreenvelhimento à temperatura de 220°C durante 2 horas. Após esta etapa as peças foram resfriadas ao ar com uso de um ventilador com 150 cv de potência e vazão de ar de 28.000 m<sup>3</sup>/s.

A temperatura de 485°C foi escolhida para o tratamento de solubilização porque é a mais próxima possível da temperatura *solidus* desta liga (515°C), porém é baixa o

suficiente para evitar a fusão dos contornos de grãos, uma vez que ocorreria a liquefação deste, no caso de temperaturas muito próximas à *solidus*. Já a temperatura de para o sobreenvelhecimento foi escolhida baseada na ASTM B-917/B917M-11 (2011) que indica esta temperatura.

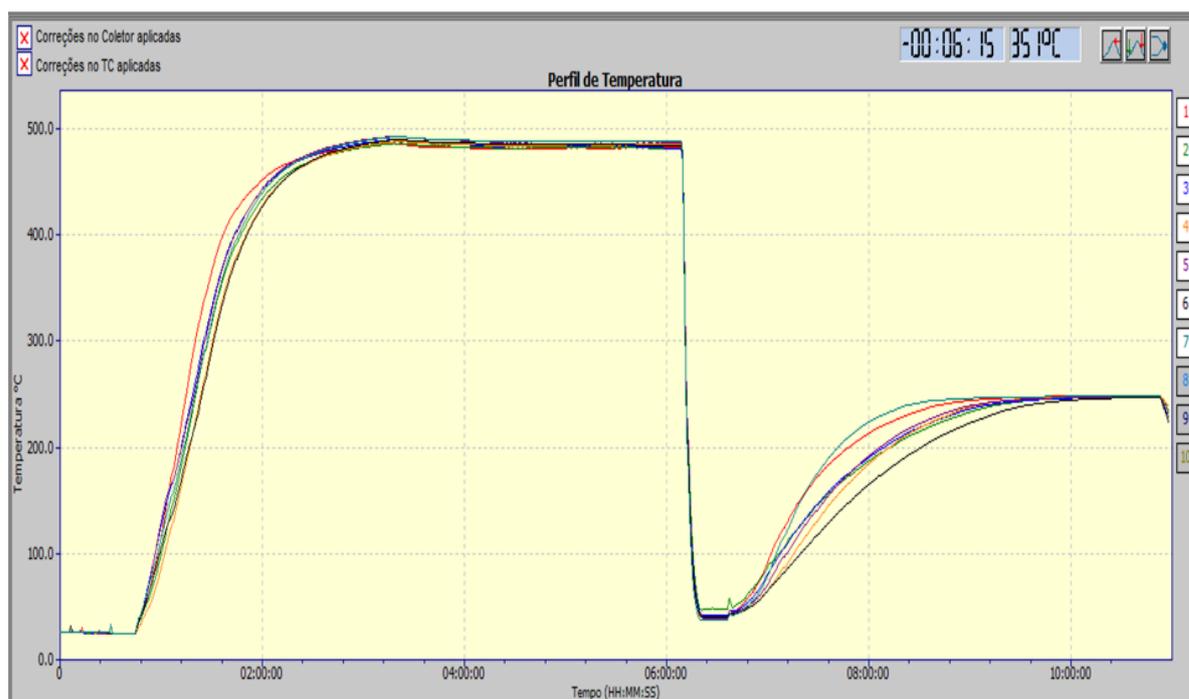
Figura 4.3 - Forno utilizado no tratamento térmico.



Fonte: Próprio autor (2017).

Na Figura 4.4 é exibido o perfil de aquecimento das peças no interior do forno de tratamento térmico.

Figura 4.4 - Perfil de aquecimento das peças tratadas termicamente.



Fonte: Próprio autor (2017).

### 4.3 Métodos de caracterização das peças fundidas

Durante a confecção dos componentes em estudo foram realizados os ensaios para verificação da composição química da liga, densidade da liga, presença de óxidos no banho e medição das temperaturas da liga e do molde metálico. Todos estes parâmetros foram controlados e são comuns a todos os experimentos.

Nos itens seguintes estão descritas as metodologias empregadas na realização destes ensaios.

#### 4.3.1 Composição química das ligas

Os controles de composição química das ligas para os experimentos foram executados com o equipamento de espectrometria por emissão óptica, modelo Spectrolab, marca Spectro, conforme Figura 4.5.

Durante a confecção dos componentes foram coletadas quatro amostras para controle da composição química destas em corpos de prova, conforme Figura 4.6, e posteriormente foram realizadas análises em cada uma dos componentes caracterizados sendo o ensaio realizado na região indicada por seta na Figura 4.7.

Figura 4.5 - Espectrômetro Spectrolab.



Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 4.6 - Corpo de prova para controle da análise química.



Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 4.7 - Localização da amostra para análise química no componente analisado.



Fonte: Próprio autor (2017).

#### 4.3.2 Densidade das ligas de alumínio

Para o controle de densidade da liga utilizou-se a metodologia inspirada no princípio de Arquimedes no qual a densidade foi obtida por meio dos controles das massas dos corpos de prova pesadas ao ar e posteriormente pesados imersos em água, proporcionando, assim, uma força de sentido contrário ocasionada pelo empuxo.

As amostras para verificação da densidade da liga foram retiradas nas ligas em estado líquido no momento da confecção de cada um dos componentes estudados.

A densidade da amostra foi calculada aplicando-se a seguinte equação (4.1):

$$\rho_A = \frac{M_{AR}}{M_{AR} - M_{ÁGUA}} \times 1 \times \rho_{ÁGUA} \quad (4.1)$$

onde:  $\rho_A$  é a densidade da liga ( $\text{g}/\text{cm}^3$ );  $M_{AR}$  é a massa da amostra da liga pesada no ar (g);  $M_{ÁGUA}$  é a massa da amostra da liga pesada na água (g); e  $\rho_{ÁGUA}$  é a

densidade da água ( $\text{g/cm}^3$ ).

As amostras foram produzidas em um equipamento com bomba de vácuo, conforme Figura 4.8, onde o metal líquido é vazado em um cadinho, colocada dentro de uma câmara de vácuo, a uma pressão de 740mmHg durante quatro minutos. Esse processo potencializa a ação dos gases e geram o aumento dos volumes das porosidades internas, que proporcionam maior distinção das densidades das amostras em função da variação do conteúdo de gases. (LOPES JUNIOR, 2015).

As amostras foram pesadas na balança marca FMA 3100, resolução 0,01g, conforme ilustrado na Figura 4.9.

Figura 4.8 - Bomba de vácuo para produção de amostras de densidades.



Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 4.9 - Balança FMA para ensaio de densidades.



Fonte: Próprio autor (2017).

#### 4.3.3 Presença de inclusões não metálicas na liga líquida

O ensaio da presença de inclusões não metálicas (óxidos e escória) na liga líquida coletada no forno de abastecimento da célula produtiva foi realizado utilizando-se o equipamento *Aluspeed Tester*, marca *FMA Mechatronic Solutions AG*, mostrado na Figura 4.10.

Uma amostra com massa de aproximadamente 230g foi produzida por meio de solidificação da liga em um cadinho colocado em uma câmara de vácuo com pressão abaixo de 10mbar, com duração preestabelecida de 10min. Durante esse processo as inclusões não metálicas são arrastadas até a superfície pelas bolhas de gases extraídas, bem como devido às diferenças de densidade.

Figura 4.10 - Equipamento *Aluspeed Tester*.



Fonte: Próprio autor (2017).

As amostras para verificação do nível de inclusões não metálicas foram retiradas na liga em estado líquido, imediatamente após a confecção de cada um dos componentes estudados.

Após a solidificação as amostras obtidas foram comparadas com um padrão visual de amostras, ilustrado na Figura 4.11.

O padrão visual apresenta três diferentes níveis que quantificam a presença de

inclusões não metálicas. Amostras com nível 1 apresentam quantidade insignificante de inclusões não metálicas, amostras com pequena quantidade de inclusões não metálicas são classificadas no nível 2 e amostras com grande quantidade de óxidos são classificadas no nível 3.

Figura 4.11 - Padrão visual para nível da presença de inclusões não metálicas nas amostras:



a) nível 1, b) nível 2 e c) nível 3.  
Fonte: Nematik (2016), adaptado.

#### 4.3.4 Temperaturas da liga

As temperaturas da liga no interior dos fornos de abastecimento das células produtivas foram controladas por sistema automatizada de controle e manutenção dessas temperaturas; no entanto, foram utilizados para monitoramento desta variável o pirômetro de imersão, marca ECIL, modelo Inditemp II com termopar tipo K, ilustrado na Figura 4.12.

Figura 4.12 - Pirômetro de imersão Inditemp II.



Fonte: Próprio autor (2016).

#### 4.3.5 Temperaturas do molde

A temperatura do molde foi monitorada por câmara térmica modelo ThermaCam

E45, marca Flir, conforme ilustrado na Figura 4.13.

Cada um dos componentes confeccionados teve sua temperatura monitorada nos pontos 1, 2 e 3 identificados no exemplo da imagem térmica da Figura 4.14. Estes pontos foram escolhidos por serem a região mais crítica do componente estudado.

A medição da temperatura do molde ocorreu instantes antes ao da fabricação do componente em estudo.

Figura 4.13 - Câmara térmica.



Fonte: Manual do fabricante Flir (2009).

Figura 4.14 – Imagem térmica de um dos componentes em estudo.



Fonte: Próprio autor (2017).

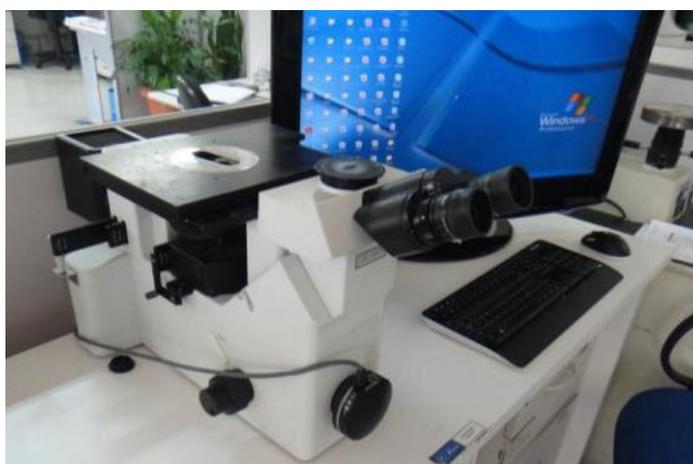
#### 4.4 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural dos materiais no estado bruto de fundição (condição F) e tratado termicamente (condição T7) foram empregados ensaios

metalográficos, utilizando microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Para a análise por MO e MEV, foi conduzida em um microscópio óptico invertido Olympus, modelo GX51, com sistema de aquisição de imagens ANALYSISdocu, conforme Figura 4.15, e em um microscópio eletrônico de varredura Shimadzu, modelo SSX-550 Superscan, conforme Figura 4.16, respectivamente,

Figura 4.15 - Microscópio óptico Olympus GX51.



Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 4.16 - MEV Shimadzu, modelo SSX-550 Superscan.



Fonte: Próprio autor (2017).

As amostras foram preparadas de acordo com procedimento convencional, envolvendo seccionamento em cortadora metalográfica Ronemak, modelo AC500VH, conforme Figura 4.17, lixamento em lixas de granulometrias #180, #320,

#600, #1000 e #2000 e polimento com solução de diamante de  $1\mu\text{m}$  e sílica coloidal de  $0,3\mu\text{m}$ , utilizando-se dos panos de polimento MasterTex e ChemoMet, ambos da marca Buehler, em politriz metalográfica Arotec, modelo AROPOL 2V, conforme Figura 4.18. Posteriormente, as amostras foram submetidas a ataque químico com os reagentes solução aquosa de ácido fluorídrico 0,5% e solução aquosa de ácido sulfúrico 20% à  $80^\circ\text{C}$ .

Figura 4.17 – Cortadora metalográfica Ronemak.



Fonte: Próprio autor (2017).

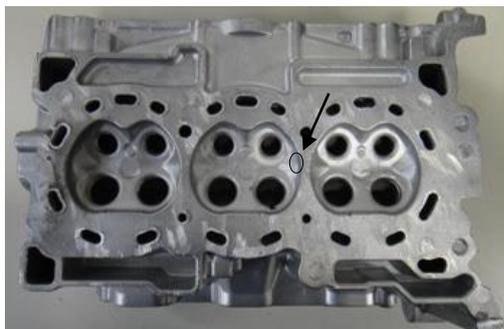
Figura 4.18 – Politriz metalográfica Arotec.



Fonte: Próprio autor (2017).

A Figura 4.19 apresenta o local do componente onde foi realizado o ensaio micrográfico.

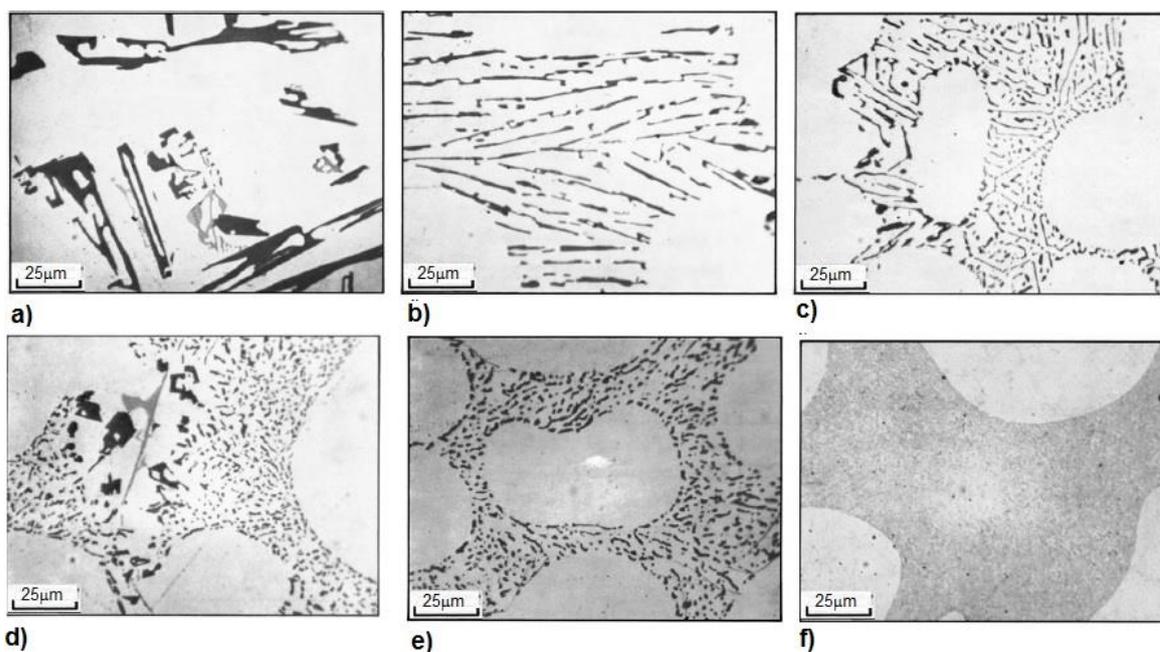
Figura 4.19 - Localização do ensaio micrográfico



Fonte: Próprio autor (2017).

Além da caracterização dos microconstituintes definiu-se os níveis de modificação do Al-Si eutético, no microscópio óptico, comparando as microestruturas das amostras ao *American Foundry Society (AFS) chart* das ligas Al-Si hipoeutéticas, ilustrado na Figura 4.20. O *chart* apresenta 6 diferentes níveis de modificação baseados no tamanho das partículas de silício eutético. Estruturas totalmente modificadas são classificadas nos níveis 5 e 6, parcialmente modificadas nos níveis 2 a 4 e não modificadas no nível 1. Baseado no método de comparação visual é atribuído um nível de modificação da amostra mais próximo ao nível do *chart* da AFS (FRANCIS, 2007).

Figura 4.20 - Nível de modificação do silício eutético conforme chart AFS:



a) nível 1: não modificado, extremamente grosseira; b) nível 2: grosseira; c) nível 3: grande; d) nível 4: média; e) nível 5: Fino; f) nível 6: extremamente fino.

Fonte: Kaufman, adaptado (2004).

#### 4.4.1 Medida do espaçamento entre os braços dendrítico secundários (sDAS)

Na mesma amostra utilizada para ensaio caracterização micrográfica e do nível de modificação AFS foram realizadas as medições do espaçamento entre os braços dendrítico secundários (sDAS) sendo as fotomicrografias reveladas a partir da observação em microscópio óptico invertido Olympus, modelo GX51, conforme Figura 4.15 utilizando-se do módulo de medição de DAS do software *AnalySIS docu*.

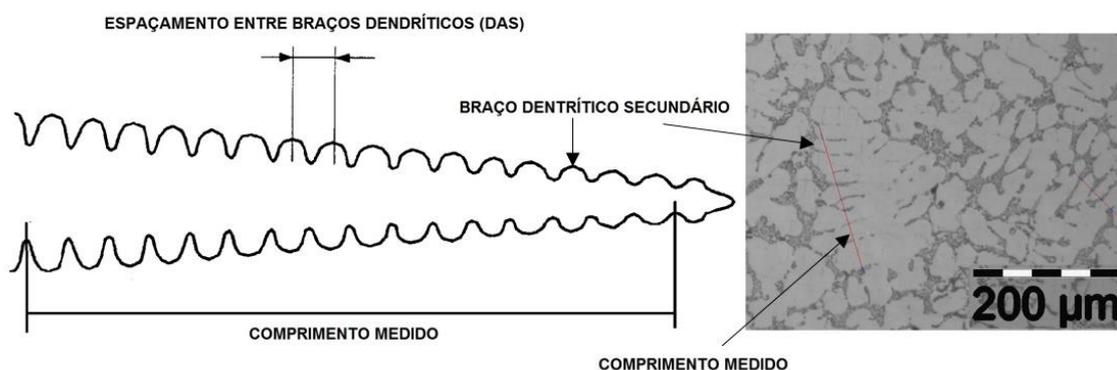
Para realização deste ensaio utilizou-se fotomicrografias com ampliação de 100x. Destas escolheu-se, aleatoriamente, 15 dendritas para medição de sDAS, para cada liga e condição estudada.

O cálculo utilizado para a medição do espaçamento entre os braços dendríticos secundários foi feita baseando-se na metodologia utilizada por Zhang (2003) conforme mostrada na equação 4.2 e na Figura 4.21.

$$sDAS = \frac{L}{n} \quad (4.2)$$

onde: sDAS é o espaçamento entre os braços dendrítico secundários; L é o comprimento medido ( $\mu\text{m}$ ); e n é o quantidade de espaçamento entre os braços dendrítico secundários.

Figura 4.21 - Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do espaçamento dendrítico secundário.



Fonte: Próprio autor (2017).

As medições foram realizadas nas amostras a uma distância de 3mm da borda desta, conforme mostrado na Figura 4.22.

Figura 4.22 - Região da amostra onde foi realizado o ensaio de sDAS.



Fonte: Próprio autor (2017).

#### 4.4.2 Tamanho de grão

Os diferentes tamanhos de grão foram identificados a partir da condução dos procedimentos convencionais de preparação, envolvendo seccionamento em cortadora metalográfica Ronemak, modelo AC500VH, já demonstrada na Figura 4.17, lixamento em lixas de granulometrias #180, #320, #600, #1000 e #2000 e polimento com solução de diamante de  $1\mu\text{m}$  e sílica coloidal de  $0,3\mu\text{m}$ , utilizando-se dos panos de polimento MasterTex e ChemoMet, ambos da marca Buehler, em politriz metalográfica Arotec, modelo AROPOL 2V, conforme Figura 4.18. Posteriormente, as amostras foram submetidas a ataque químico com o reativo Keller, solução composta de 10mL de ácido fluorídrico, 15mL de ácido clorídrico, 25mL de ácido nítrico e 50mL de água destilada sendo as fotomicrografias reveladas a partir da observação microscópio óptico invertido Olympus, modelo GX51, já demonstrando na Figura 4.15.

Foi utilizado o método do intercepto linear conforme ASTM E112-13. Neste método foram desenhadas sobre a fotomicrografia três círculos e quatro linhas, e o número de contornos de grãos interceptados por estes círculos e linhas é contado e procede-se com os cálculos das equações (4.3) e (4.4).

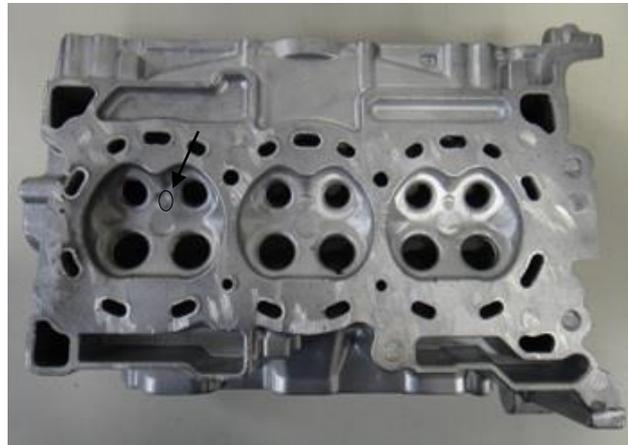
$$N_L = \frac{N_i \dots}{\frac{L}{M}} \quad (4.3)$$

$$G = (6,6439 \times \log N_L) - 3,288 \quad (4.4)$$

onde:  $N_L$  é o número de interceptos por unidade de comprimento;  $N_i$  é a quantidade de contornos de grão interceptados;  $L$  é o comprimento total das linha e círculos;  $M$  é a ampliação utilizada na fotomicrografia; e  $G$  é o tamanho do grão conforme ASTM.

A Figura 4.23 apresenta a região do componente onde foi realizado de tamanho de grão.

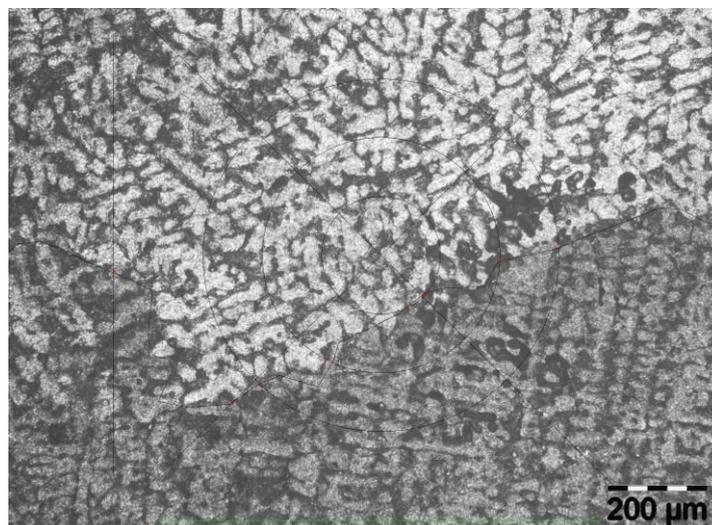
Figura 4.23 - Localização do ensaio de tamanho de grão.



Fonte: Próprio autor (2017).

A Figura 4.24 apresenta um exemplo de fotomicrografia utilizando o método do intercepto linear para medição do tamanho de grão.

Figura 4.24 - Fotomicrografia para o ensaio de tamanho de grão.



Fonte: Próprio autor (2017).

#### 4.5 Caracterização mecânica

Para cada uma das ligas Al-Si A319 com composição química alterada foram realizados os ensaios de dureza Brinell, ensaios de microdureza Vickers, ensaios de tração uniaxial até a ruptura, ensaios de compressão e ensaio de comportamento mecânico para a rota tração até a deformação de 0,5%/compressão.

Nos ensaios de dureza Brinell um penetrador esférico de metal duro com diâmetro  $D$  foi pressionado sobre a superfície lisa e plana do corpo de prova e, após a remoção da força  $F$ , foi medido o diâmetro da impressão  $d$  deixada na superfície (NBR NM ISO 6506-1, 2010).

A equação (4.5) mostra o cálculo utilizado para determinar a dureza Brinell.

$$HBW = 0,102 \times \frac{2F}{\pi D^2 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}}\right)} \quad (4.5)$$

onde: HBW é a dureza Brinell; 0,102 é a constante para o fator de conversão de Kgf para N;  $F$  é a força do ensaio (N);  $D$  é o diâmetro da esfera (mm); e  $d$  é o diâmetro médio da impressão (mm).

Os ensaios de dureza Brinell foram realizados utilizando um durômetro de bancada marca Wolpert, com carga de 250Kgf com esfera de 5mm e tempo de indentação de 15 segundos.

Estes parâmetros foram escolhidos baseados na NBR 6506-1 (2010) que indica que a razão força-diâmetro ( $0,102 \times F/D^2$ ), para as ligas de alumínio cujo valor de dureza Brinell seja maior que 80, deve ser igual a 10. Para que fosse ensaiada a maior área representativa do corpo-de-prova, escolheu-se o maior diâmetro possível para a esfera do ensaio.

Foram realizadas dez medições de dureza em cada uma das cinco ligas apresentadas anteriormente, e em cada uma das condições estudadas, ou seja, no estado bruto de fundição e no estado tratado termicamente.

A Figura 4.25 apresenta o equipamento utilizado neste trabalho.

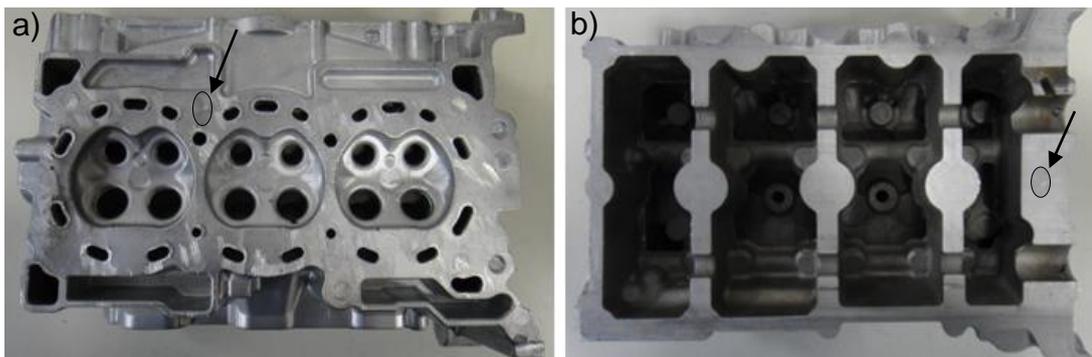
Figura 4.25 - Durômetro de bancada Wolpert



Fonte: Próprio autor (2017).

Os ensaios de dureza Brinell foram realizados na região assinalada com seta da Figura 4.26.

Figura 4.26 - Localização dos pontos para dureza Brinell:



a) face câmara e b) face mancal.  
Fonte: Próprio autor (2017).

Para o teste de dureza Vickers foi utilizado um penetrador de diamante de forma piramidal de base quadrada e com ângulo interno entre as faces opostas da pirâmide de  $136^\circ$  é pressionado sobre a superfície do corpo de prova, seguido da medição do microscópica da diagonal da impressão deixada na superfície após a remoção da força de ensaio  $F$ . (NM ISO 6507-1, 2008)

A dureza Vickers é determinado pela seguinte equação (4.6):

$$HV = 0,102 \frac{2F \operatorname{sen} \frac{186^\circ}{2}}{d^2} = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (4.6)$$

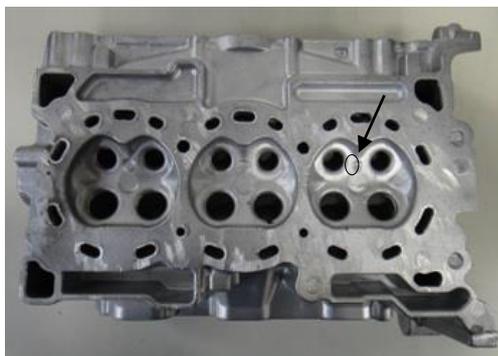
onde: HV é a dureza Vickers; 0,102 é a constante para o fator de conversão de Kgf para N; F é a força do ensaio (N); e d é a média aritmética dos dois comprimentos das diagonais (mm).

Os ensaios de microdureza foram realizados utilizando um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2, carga de 0,025Kgf (245,2mN) e tempo de indentação 20 segundos foram definidos para obtenção da impressão de dureza.

A Figura 4.27 apresenta a posição do componente onde foi realizado o ensaio de microdureza Vickers.

Foram realizadas dez medições de dureza em cada uma das cinco ligas investigadas tanto no estado bruto de fundição quanto na condição T7.

Figura 4.27 - Localização dos pontos para microdureza Vickers.



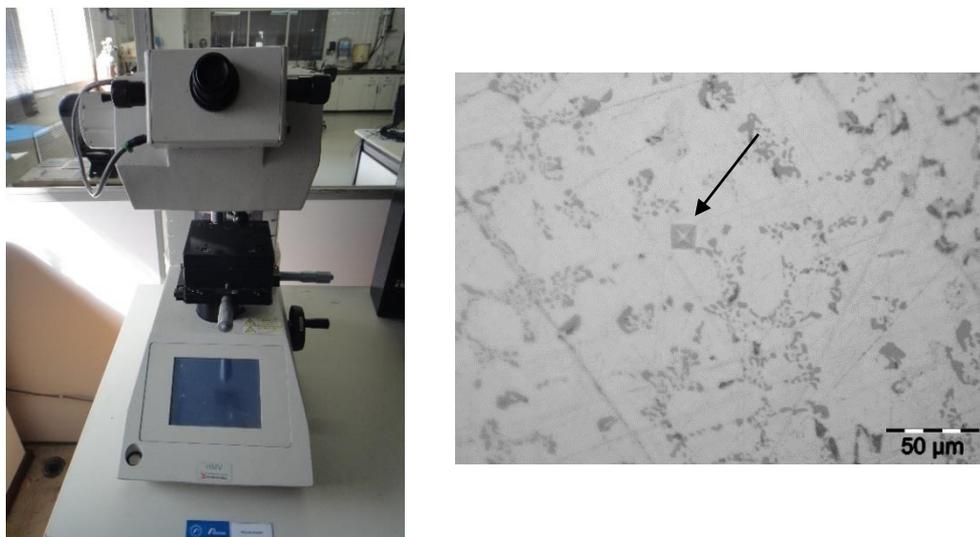
Fonte: Próprio autor (2017).

A Figura 4.28 apresenta o equipamento utilizado neste trabalho e fotomicrografia de uma das indentações realizada na matriz de alumínio  $\alpha$ .

Corpos de prova com dimensões de aproximadamente de 30mm x 10mm foram obtidos a partir do corte em cortadora metalográfica, marca Ronemak, modelo AC500VH, conforme já ilustrado anteriormente na Figura 4.17, foi utilizado o óleo refrigerante o lubrificante Dairoll PA-582. A seguir as amostras foram embutidas a frio com uso de acrílico autopolimerizante com posterior lixamento (lixas de #180,

#320, #600, #1000 e #2000) e polimento (panos de MasterTex e ChemoMet, ambos da marca Buehler com uso do agente abrasivo solução de diamante  $1\mu\text{m}$  e sílica coloidal  $0,3\mu\text{m}$ ).

Figura 4.28 – Equipamento do ensaio de dureza Vickers:



a) microdurômetro Vickers e b) fotomicrografia com indentação Vickers.  
Fonte: Próprio autor (2017).

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos utilizando máquina de ensaio universal Instron, modelo 5982 com célula de carga de 100KN de capacidade, taxa de deformação inicial de  $0,0011\text{mm}/\text{min}$  e velocidade de deslocamento de  $2,10\text{mm}/\text{min}$ , frequência de 47 à 63Hz e à temperatura ambiente. O sistema de aquisição de dados utilizado foi o Bluehill 3 *Testing Software* e extensômetro estático do tipo *clip-on*, ilustrada na Figura 4.29.

Figura 4.29 - Máquina de tração Instron modelo 5982



Fonte: Próprio autor (2017).

Três corpos de prova foram confeccionados para o ensaio de tração para cada tipo de liga estudada em cada uma das condições, fundida e tratada termicamente. Estes corpos de prova foram retirados das regiões marcadas com a seta no componente apresentado na Figura 4.30.

Figura 4.30 - Localização dos pontos para o ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor (2017).

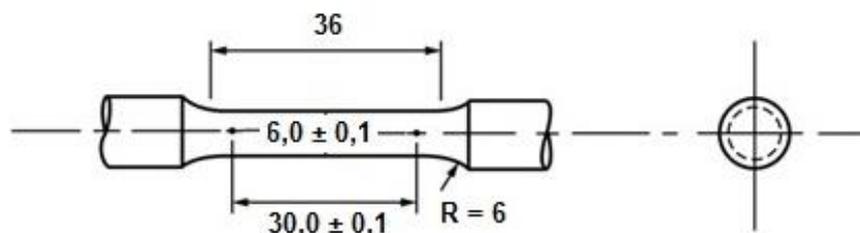
Inicialmente foi realizado corte primário neste componente obtendo-se uma barra com aproximadamente 100mm de comprimento por meio de cortadora metalográfica, marca Ronemak, conforme já demonstrada na Figura 4.17. Por meio do torno CNC ROMI modelo Multiplic 30S, demonstrado na Figura 4.31. Após o corte foi realizada a usinagem dos corpos de prova de tração de seção transversal circular com dimensões e geometria conforme apresentado na Figura 4.32 e figura 4.33.

Figura 4.31 - Torno CNC ROMI modelo Multiplic 30S.



Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 4.32 - Desenho Corpo de prova para o ensaio de tração.



Fonte: ASTM E8/E8M (2015), adaptada.

Figura 4.33 - Corpo de prova tração



Fonte: Próprio autor (2017).

Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM E8/E8M (2015).

A partir das análises das curvas de tensão versus deformação obtidas foi possível obter o limite de escoamento 0,2% ( $Le_{(0,2\%)}$ ), o limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento percentual uniforme ( $A_u$ ), possibilitando assim a determinação das propriedades de resistência mecânica e de ductilidade das ligas estudadas no estado bruto de fundição e tratado termicamente (condição T7).

O limite de resistência à tração foi obtido através da divisão da carga máxima pela seção inicial do corpo de prova, conforme equação (4.7).

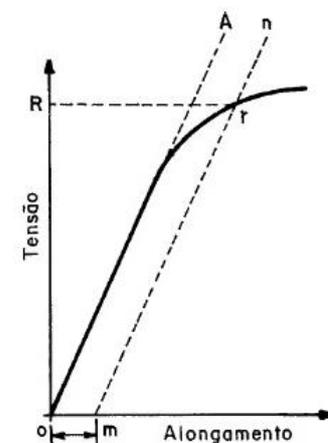
$$LRT = \frac{F_m}{S_0} \quad (4.7)$$

onde: LRT é o limite de resistência à tração;  $F_m$  é a maior carga suportada pelo corpo de prova tracionado até a ruptura; e  $S_0$  é a área média da seção transversal reta da parte útil do corpo de prova, antes da aplicação da carga.

Para determinar o limite de escoamento 0,2% ( $Le_{(0,2\%)}$ ) traçou-se um diagrama tensão versus alongamento, após a obtenção de dados no software *Bluehill 3*, conforme Figura 4.34 e delimitou-se, no eixo das abscissas, o segmento  $om$ , sendo  $om$  considerado igual a 0,2%, traçou-se  $mn$  paralelo a  $oA$  e localizou-se o valor de R

=  $Le_{(0,2\%)}$ , que é a intersecção de  $m_n$  com a curva (NBR 7549, 2001).

Figura 4.34 – Curva Tensão/Alongamento, com limite de escoamento  $Le_{(0,2\%)}$ .



Fonte: NBR 7540 (2001).

O alongamento percentual uniforme ( $A_u$ ) inclui o alongamento plástico e o alongamento elástico do material. O alongamento percentual uniforme ( $A_u$ ) é o alongamento determinado na força máxima suportada pelo corpo de prova imediatamente antes da estricção e foi obtido analisando-se as curvas de tensão versus deformação obtidas (ASTM E8/E8M, 2015).

Os ensaios de compressão foram realizados na mesma máquina de ensaio universal Instron utilizada para os ensaios de tração, com célula de carga de 100KN de capacidade, taxa de deformação inicial de 2,10mm/min, à temperatura ambiente. Os cilindros foram comprimidos em cerca de 75% do seu comprimento original. Os corpos de prova fabricados para ensaios de compressão foram retirados nos locais marcados com a seta do componente apresentado na Figura 4.35.

Figura 4.35 - Localização dos pontos para o ensaio compressão.



Fonte: Próprio autor (2017).

Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM E9 (2009), utilizando-se como

lubrificante a fim de reduzir a interferência do atrito, bissulfeto de molibdênio (Molycote).

Foram fabricados três corpos de prova cilíndricos com a relação comprimento/diâmetro igual a 1,5. Os corpos de prova de compressão foram usinados com diâmetro de  $8,0 \pm 0,2\text{mm}$  e comprimento de  $12,0 \pm 0,2\text{ mm}$ , conforme Figura 4.36.

Figura 4.36 - Corpos de prova para o ensaio de compressão.

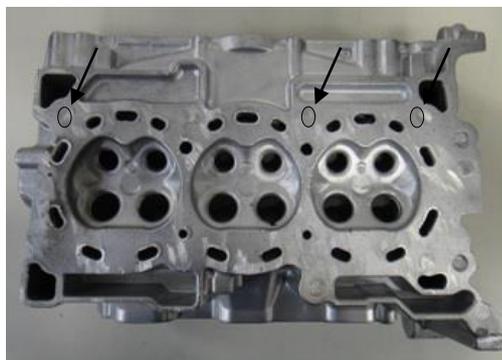


Fonte: Próprio autor (2017).

As curvas de tensão versus deformação obtidas nos ensaios de compressão de cada uma das ligas investigadas no estado bruto de fundição e na condição T7 foram comparadas.

Os corpos de prova para o ensaio do comportamento mecânico para a rota tração até à deformação de 0,5%/compressão foram extraídos das regiões marcados com a seta do componente apresentado na Figura 4.37.

Figura 4.37 - Localização dos pontos onde foram retiradas as amostras para o ensaio de tração até à deformação 0,5% seguida de compressão.



Fonte: Próprio autor (2017).

Para estudar o comportamento mecânico do material quando submetido à forças trativas seguidas de forças compressivas foram confeccionados três corpos de

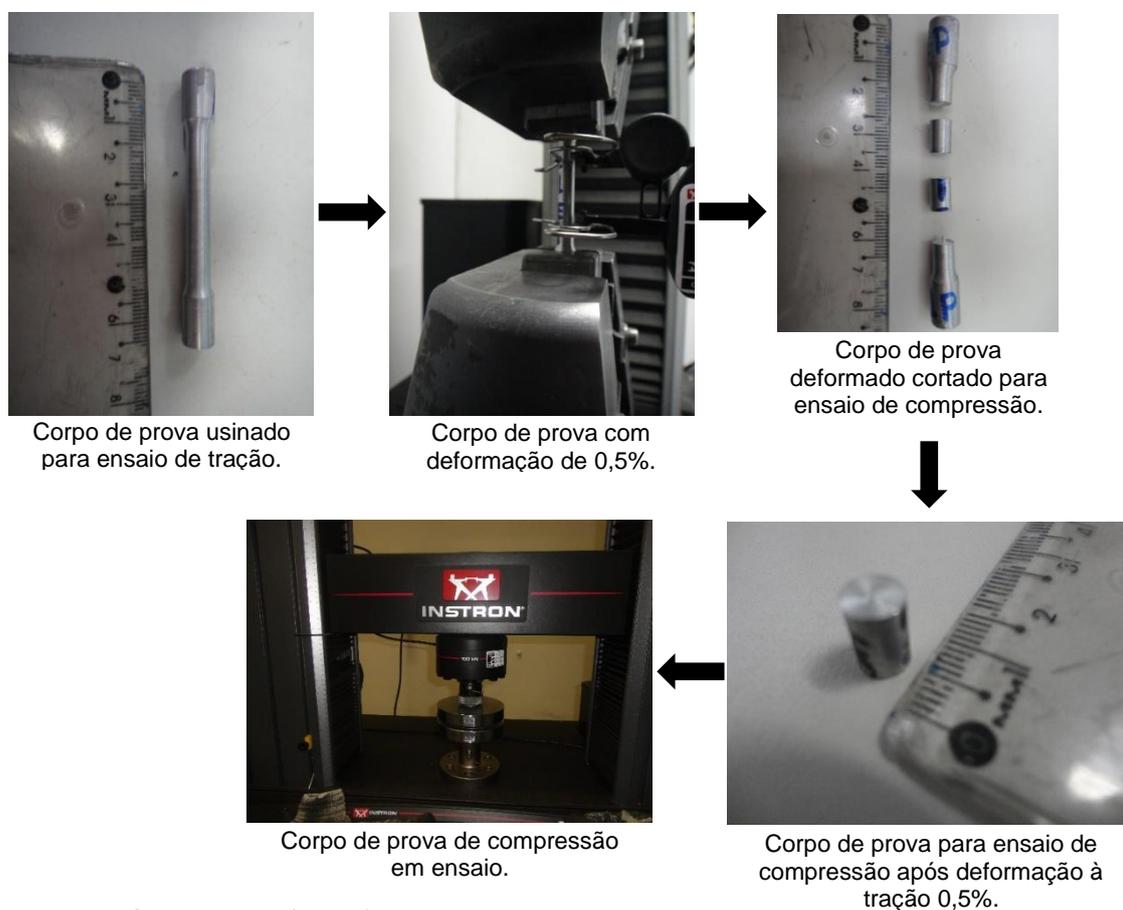
prova, conforme Figura 4.33 já apresentada no item 4.5.3, para cada tipo de liga estudada em cada uma das condições, fundida e tratada termicamente (condição T7) e estas foram submetidas ao ensaio de tração até à deformação de 0,5%, utilizando-se o mesma máquina universal citada nos item 4.5.3 e 4.5.4 com célula de carga de 100KN de capacidade, taxa de deformação inicial de 2,10mm/min.

Após esta deformação cortou-se a área útil do corpo de prova de forma a se obter um cilindro diâmetro de  $6,0 \pm 0,2\text{mm}$  e comprimento de  $9,0 \pm 0,2\text{ mm}$ . Esses corpos de provas foram comprimidos em cerca de 77% do seu comprimento original.

Todo o processo descrito acima está esquematizado na Figura 4.38.

As curvas de tensão versus deformação obtidas para cada uma das ligas investigadas no estado bruto de fundição e na condição T7 foram comparadas.

Figura 4.38 – Procedimento esquemático para realização do ensaio de tração até à deformação 0,5% seguida de compressão.



Fonte: Próprio autor (2017).

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo os resultados obtidos durante o trabalho são apresentados e discutidos, sendo eles: ensaios realizados quando da fabricação dos componentes em estudo, caracterização microestrutural e mecânica.

### 5.1 Caracterização da liga A319 durante a confecção dos componentes.

Foram realizados os ensaios de composição química, densidade da liga, presença de inclusões não metálicas, temperatura da liga e temperatura do molde metálicos conforme descrito no item 4.3, o objetivo do controle destes parâmetros foi o de produzir componentes similares que possam ser comparados entre si, mantendo somente a composição química distinta.

As composições químicas obtidas pelo método de espectroscopia de emissão óptica estão apresentadas na Tabela 5.1.

A liga 1 trata-se da liga padrão no qual serão feitas comparações com as demais ligas com composição química alterada.

Tabela 5.1 - Composição química média da liga Al-Si A319 (Valores % em peso).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Mn/Fe
Liga 1	7,49	0,62	3,28	0,36	<b>0,32</b>	<b>0,04</b>	<b>0,0078</b>	0,58
Liga 2	7,43	0,63	3,30	0,37	<b>0,54</b>	0,04	0,0076	0,59
Liga 3	7,27	0,63	3,42	0,35	0,35	<b>0,25</b>	0,0090	0,56
Liga 4	7,29	0,63	3,43	0,34	0,34	0,04	<b>0,0217</b>	0,52
Liga 5	7,39	0,62	3,42	0,35	<b>0,58</b>	<b>0,20</b>	<b>0,0194</b>	0,56

Fonte: Próprio autor (2017).

Conforme Bradaschia (1993) e Davis (2007) as ligas de alumínio são muito susceptíveis à absorção de hidrogênio quando no estado líquido, gerando após solidificação, defeitos do tipo microporosidades, que reduzem as propriedades

mecânicas.

Para controlar a quantidade do hidrogênio absorvido a densidade e a temperatura do metal foram monitoradas e são similares em todos os componentes confeccionados como pode ser observado nas Tabelas 5.2 e 5.3.

Na Tabela 5.2 encontram-se os resultados da densidade da liga obtidos durante a confecção dos componentes.

Tabela 5.2- Densidade da liga em estado líquido. (Valores em g/cm<sup>3</sup>).

Componente	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4	Liga 5
Amostra 1	2,72	2,72	2,72	2,72	2,72
Amostra 2	2,72	2,70	2,72	2,72	2,72
Amostra 3	2,72	2,73	2,72	2,72	2,72
Amostra 4	2,72	2,72	2,73	2,70	2,72
Média	2,72	2,72	2,72	2,72	2,72
Desvio Padrão	0,00	0,02	0,00	0,01	0,00

Fonte: Próprio autor (2017).

Os resultados da temperatura da liga no estado líquido medida no momento da confecção de cada um dos componentes estudados encontram-se apresentados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Temperatura da liga durante a confecção dos componentes (Valores em °C).

Componente	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4	Liga 5
Amostra 1	732	733	730	731	729
Amostra 2	733	730	723	729	732
Amostra 3	730	733	722	725	725
Amostra 4	728	728	730	731	725
Média	731	731	726	729	728
Desvio Padrão	2	2	4	3	3

Fonte: Próprio autor (2017).

De acordo com a Tabela 5.2 e 5.3, pode-se admitir que as amostras apresentaram valores similares de densidade e de temperatura do metal considerando-se um intervalo de 95% de confiança.

Segundo Kolososki (2001) as inclusões não metálicas prejudicam a estanqueidade, as propriedades mecânicas, a usinabilidade e principalmente a ductilidade da peça, portanto devem ser retiradas do banho.

Para verificação deste parâmetro foi realizado o ensaio do nível de inclusões não metálicas, e todas as amostras dos componentes confeccionados apresentaram o nível 1, conforme apresentado na Figura 4.11, indicando que estas apresentavam uma quantidade insignificativa de inclusões não metálicas.

De acordo com Silva (2015) e Zhang (2003) as temperaturas dos moldes metálicos afetam diretamente a taxa de transferência de calor da peça e conseqüentemente o valor de sDas, portanto as temperaturas dos moldes metálicos foram controladas durante a confecção dos componentes.

As temperaturas médias do molde metálico nos pontos 1, 2 e 3 estão apresentadas na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Temperaturas médias do molde metálico (Valores em °C).

	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4	Liga 5
Ponto 1	142±12	150±19	151±7	168±19	164±12
Ponto 2	142±12	151±6	147±7	163±16	158±10
Ponto 3	145±10	161±26	159±8	170±16	164±9

Fonte: Próprio autor (2017).

Os valores encontrados estão dentro da faixa de uso especificada para este componente, cuja especificação é 100 a 200°C.

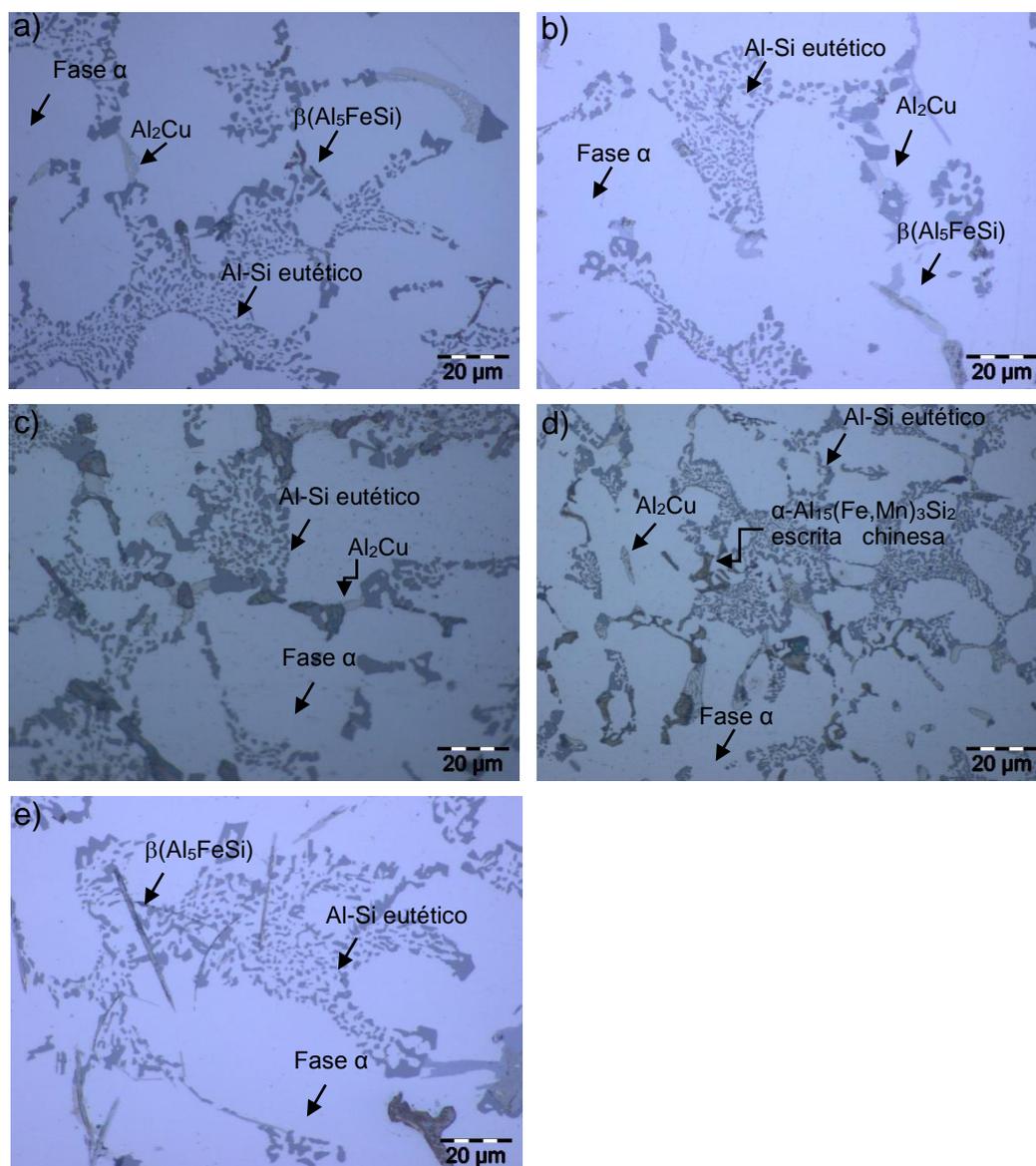
Baseado nos resultados encontrados os componentes confeccionados são passíveis de comparação, uma vez que, durante a fabricação dos componentes, os parâmetros relacionados a densidade, nível de inclusões não metálicas, temperatura do metal e temperatura do molde foram similares.

## 5.2 Caracterização microestrutural das amostras fundidas

As amostras fundidas com diferentes teores de elementos de liga foram preparadas para o exame metalográfico conforme descrito no item 4.4.

Na Figura 5.1 encontram-se as fotomicrografias ópticas das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado bruto de fundição.

Figura 5.1 - Fotomicrografias das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado bruto de fundição:



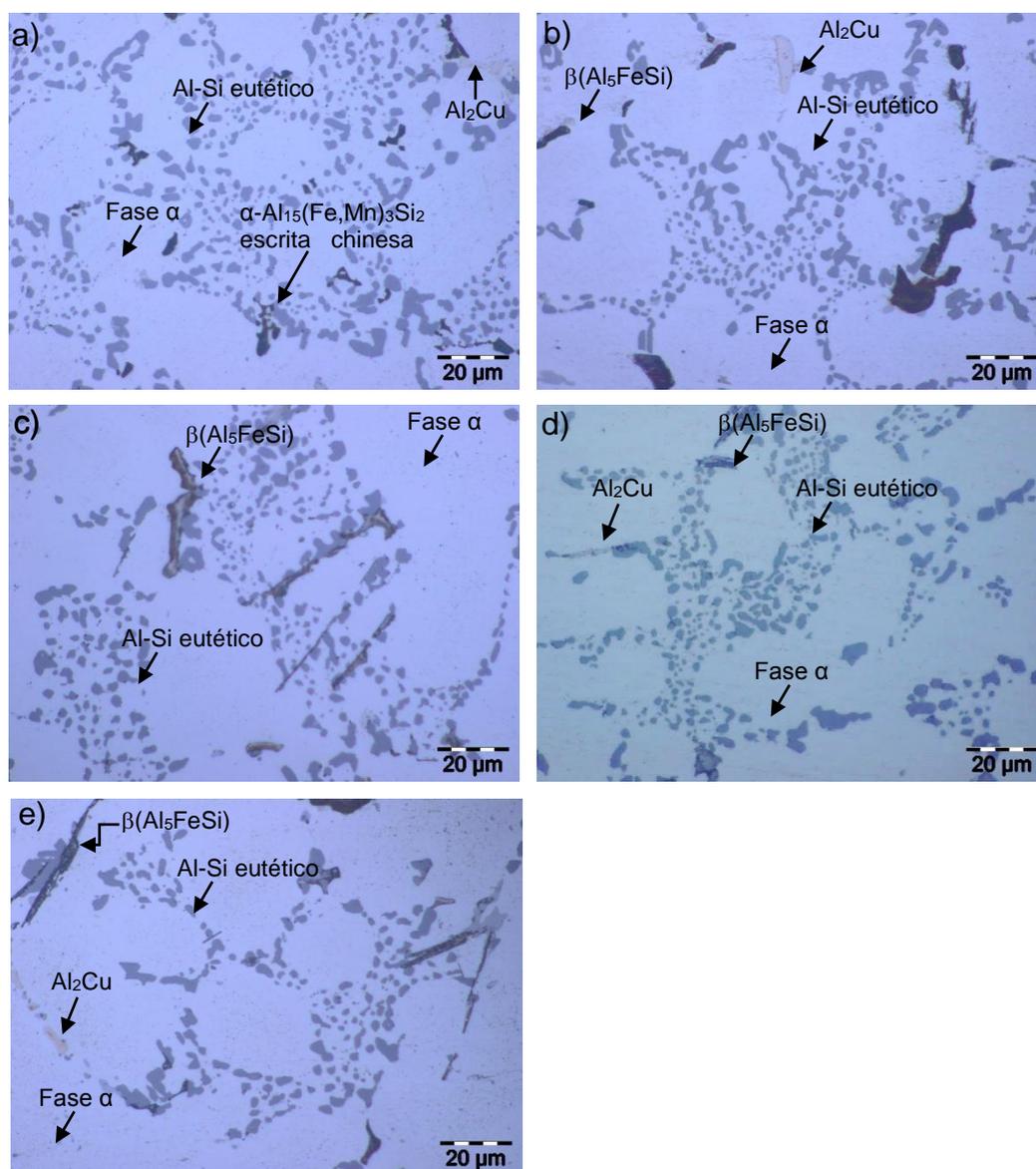
a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto no estado bruto de fundição.

Fonte: Próprio autor (2017).

Na Figura 5.2 encontram-se as fotomicrografias ópticas das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no

estado tratado termicamente (condição T7).

Figura 5.2 - Fotomicrografias das microestruturas das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado tratado termicamente (condição T7):



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto na condição T7.

Fonte: Próprio autor (2017).

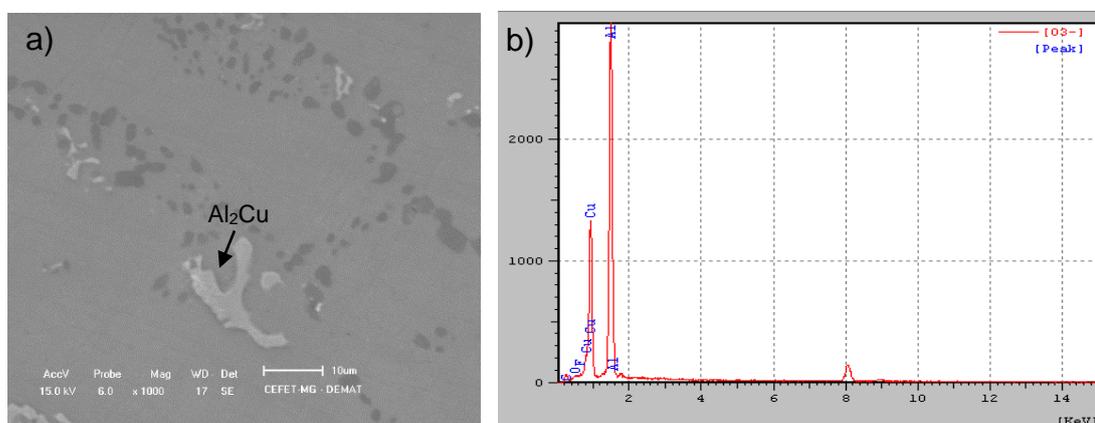
Comparando as microestruturas encontradas, no estado bruto de fundição, com o *chart* da AFS das ligas alumínio-silício hipoeutéticas, conforme apresentado na Figura 4.20, todas as amostras analisadas apresentam o nível de modificação 4, que indica que o silício eutético foi parcialmente modificado e se encontra com morfologia não lamelar fina com poucas partículas de Al-Si na forma acicular grosseira.

De acordo com Kaufman (2004) a mudança do silício eutético de forma lamelar grosseira para uma forma acicular fina aumenta a resistência mecânica e a ductilidade da liga; uma vez que todas as amostras no estado bruto apresentaram o mesmo nível de modificação pode-se afirmar que os teores de estrôncio na faixa de 0,0070 a 0,0090%, observados nas ligas 1, 2 e 3 causaram o mesmo nível de modificação que os teores de estrôncio das ligas 4 e 5 apresentavam-se na faixa de 0,0190 a 0,0220%.

Já quando tratadas termicamente as amostras apresentam o Al-Si eutético com formato mais globular e com menor tamanho, conforme Medrano (2007) a modificação da forma acicular grosseira que, devido à sua morfologia composto de pontas e arestas, atua como concentrador de tensões, numa morfologia globular, aumenta as propriedades mecânicas.

Na Figura 5.3 é exibida a fotomicrografia realizada em microscópio eletrônico de varredura (MEV) destacando o composto  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (assinalado com seta).

Figura 5.3 - Fotomicrografia da liga de Al-Si A319 (condição T7):



a) destacando-se o composto  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . b) espectro da microanálise efetuada neste composto.

Fonte: Próprio autor (2017).

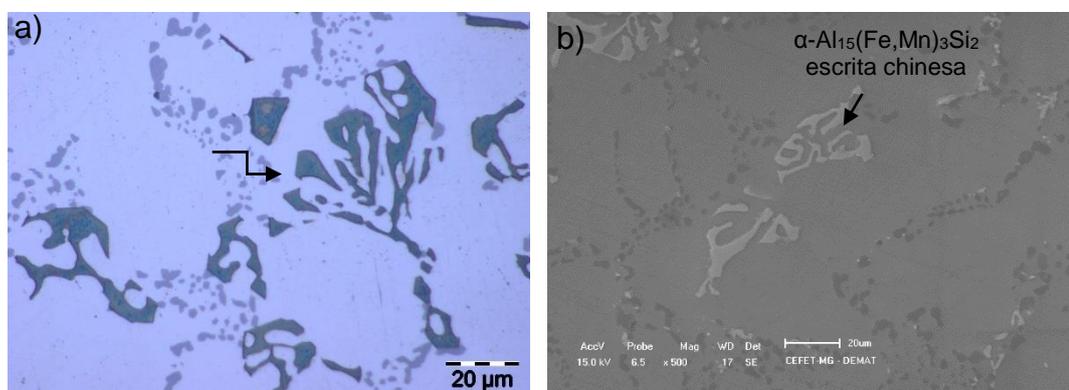
Em todas as amostras foi observada a presença do composto de segunda fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , que, segundo Furlan (2014), aumenta o limite de resistência e escoamento, mas também diminui a ductilidade e a resistência à fratura, sendo isso detectado principalmente durante o tratamento térmico, pois nesta condição ocorre a transformação do precipitado semi-coerente  $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) para o precipitado não coerente  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) (a máxima resistência é obtida com precipitados coerentes).

A combinação do cobre e magnésio ainda permite a formação de intermetálicos do tipo  $\text{Al}_3\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e  $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_1$ , os quais favorecem o aumento da resistência mecânica (FURLAN, 2014).

Em todas as amostras foi evidenciada a presença de compostos intermetálicos ricos em ferro. Na liga 1 tanto no estado bruto de fundição quanto no estado tratado termicamente foram encontrados compostos intermetálicos  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  na forma de escrita chinesa. Conforme Yu (2016) a eliminação de fases intermetálicas em forma de placas para a formato de "escrita chinesa" resulta numa melhoria das propriedades mecânicas das peças fundidas de alumínio-silício.

Na Figura 5.4 encontram-se a fotomicrografia realizada em microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV) destacando o composto intermetálico  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  na forma de escrita chinesa.

Figura 5.4 - Fotomicrografia da liga 1 na condição T7 destacando-se composto intermetálico  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  (escrita chinesa):



a) fotomicrografia no MO e b) fotomicrografia no MEV.  
Fonte: Próprio autor (2017).

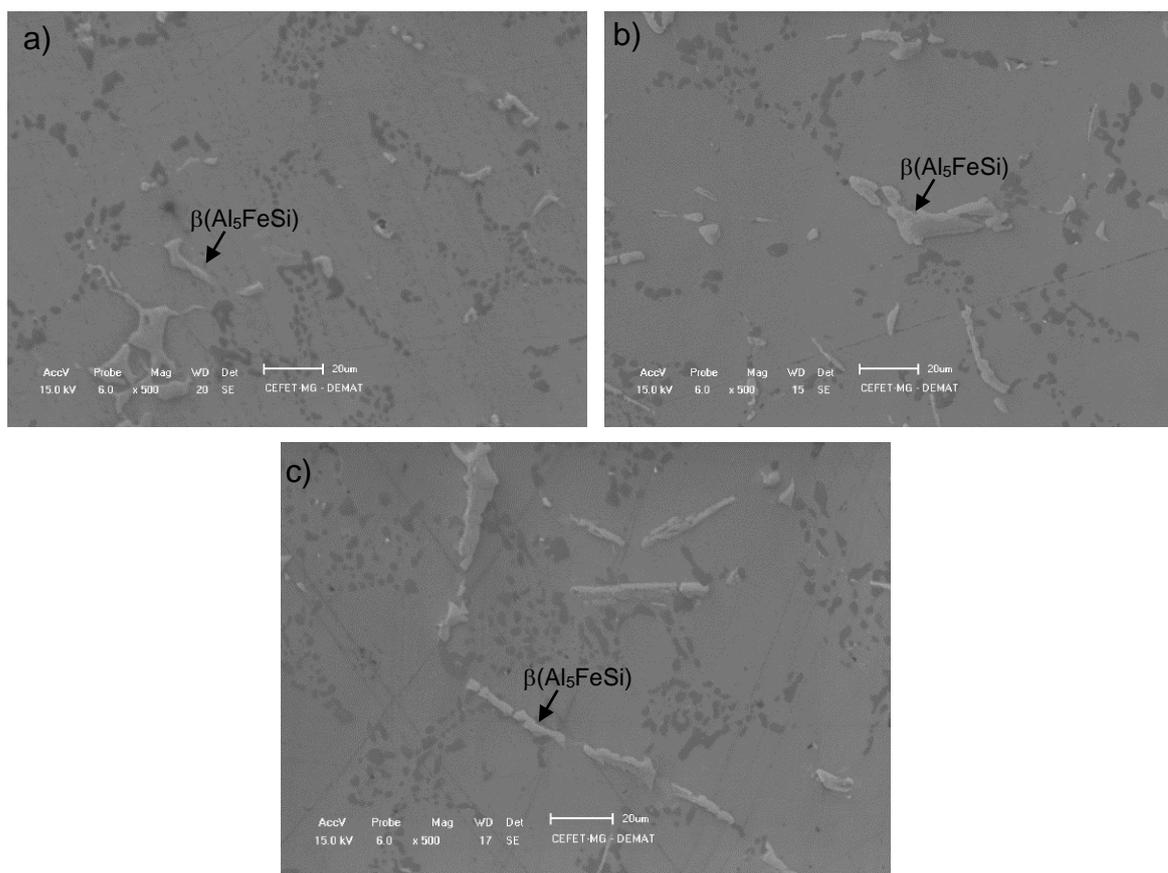
Nas ligas 1, 2 e 4 nos estados brutos de fundição e tratado termicamente encontra-se em maior quantidade o composto intermetálico  $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$  na forma de agulhas finas. Já nas ligas 3 e 5 é possível perceber a maior quantidade do mesmo composto intermetálico,  $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$ , na forma de agulhas grosseiras.

De acordo com Puncreobutr (2014) o composto intermetálico  $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$  grosseiros agem como pontos iniciadores de trincas e assim prejudicam as propriedades mecânicas do material, a moldabilidade da liga e aumentam a concentração de

porosidades do material.

Já a Figura 5.5 apresenta as fotomicrografias obtidas a partir do microscópio eletrônico de varredura (MEV) com a presença do composto intermetálico  $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$  na forma de agulhas, assinalado com uso de setas.

Figura 5.5 - Fotomicrografia das ligas de Al-Si A319 modificadas na condição T7 destacando-se o composto agulhado  $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$ :



a) liga 2, b) liga 3 e c) liga 4.  
Fonte: Próprio autor (2017).

### 5.2.1 Análise de sDAS

O espaçamento dos braços dendríticos (DAS) depende da taxa de solidificação, quanto maior for o espaçamento dendrítico mais grosseiro serão os microconstituintes e menor a resistência mecânica (KAUFMAN, 2004).

Na Tabela 5.5 encontram-se listado os valores de sDAS encontrados para cada uma das ligas investigadas.

Tabela 5.5 - Resultado de sDAS das ligas investigadas (Valores em  $\mu\text{m}$ ).

	sDAS amostra no estado bruto de Fundição	sDAS amostras tratadas termicamente (T7)
Liga 1	20,96 $\pm$ 4,28	21,16 $\pm$ 5,08
Liga 2	20,76 $\pm$ 4,20	19,33 $\pm$ 4,74
Liga 3	21,80 $\pm$ 2,62	22,11 $\pm$ 4,41
Liga 4	21,40 $\pm$ 2,85	23,13 $\pm$ 2,77
Liga 5	21,66 $\pm$ 3,02	23,61 $\pm$ 5,20

Fonte: Próprio autor (2017).

Pode-se afirmar que de acordo com teste ANOVA, cujo valor-p = 0,164, que as médias das amostras são iguais considerando-se um intervalo de 95% de confiança, tanto na condição tratado termicamente como na condição bruta de fundição, o que indica que a mesma taxa de resfriamento foi utilizada na confecção de todas as amostras.

### 5.2.2 Tamanho de grão

Na Tabela 5.6 encontram-se os resultados do tamanho de grão (TG) das amostras no estado bruto e tratadas termicamente.

Tabela 5.6 - Tamanho de grão conforme ASTM E112 das ligas estudadas.

Amostra	Estado bruto de fundição		Condição T7	
	TG Padrão ASTM	Distância média dos interceptos ( $\mu\text{m}$ )	TG Padrão ASTM	Distância média dos interceptos ( $\mu\text{m}$ )
Liga 1	9,8 $\pm$ 0,7	1139 $\pm$ 37	10,7 $\pm$ 1,4	844 $\pm$ 49
Liga 2	10,0 $\pm$ 0,5	1000 $\pm$ 28	11,3 $\pm$ 0,4	671 $\pm$ 41
Liga 3	14,5 $\pm$ 0,5	151 $\pm$ 57	13,1 $\pm$ 0,6	355 $\pm$ 77
Liga 4	11,1 $\pm$ 1,4	646 $\pm$ 50	10,4 $\pm$ 0,6	875 $\pm$ 57
Liga 5	15,5 $\pm$ 0,8	199 $\pm$ 44	13,2 $\pm$ 0,8	341 $\pm$ 36

Fonte: Próprio autor (2017).

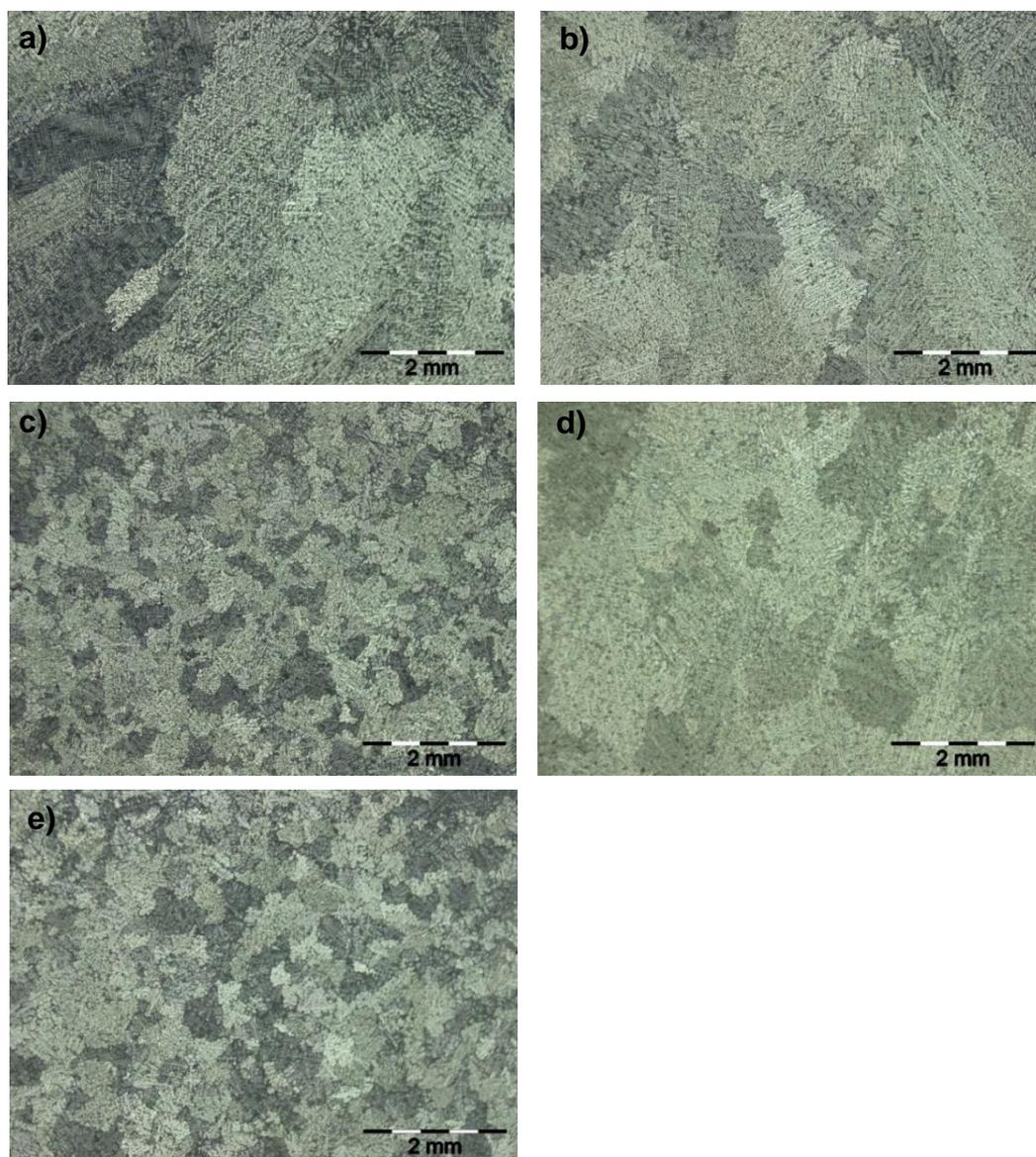
Segundo Davis (2007) o titânio é utilizado para refinar o grão de alumínio, portanto era esperado que as ligas 3 e 4, refinadas com o titânio apresentaram o número de

tamanho de grão ASTM maior em relação as ligas não refinadas, liga 1, 2 e 5.

As ligas quando tratadas diminuem o número do tamanho de grão em média 10%, segundo Davis (2007) quando o tratamento de solubilização ocorre a temperaturas acima de 400°C é comum ocorrer o crescimento dos grãos.

Na Figura 5.6 estão apresentadas as fotomicrografias das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 analisadas no estado bruto de fundição.

Figura 5.6 - Fotomicrografia para análise do tamanho de grão das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado bruto de fundição:



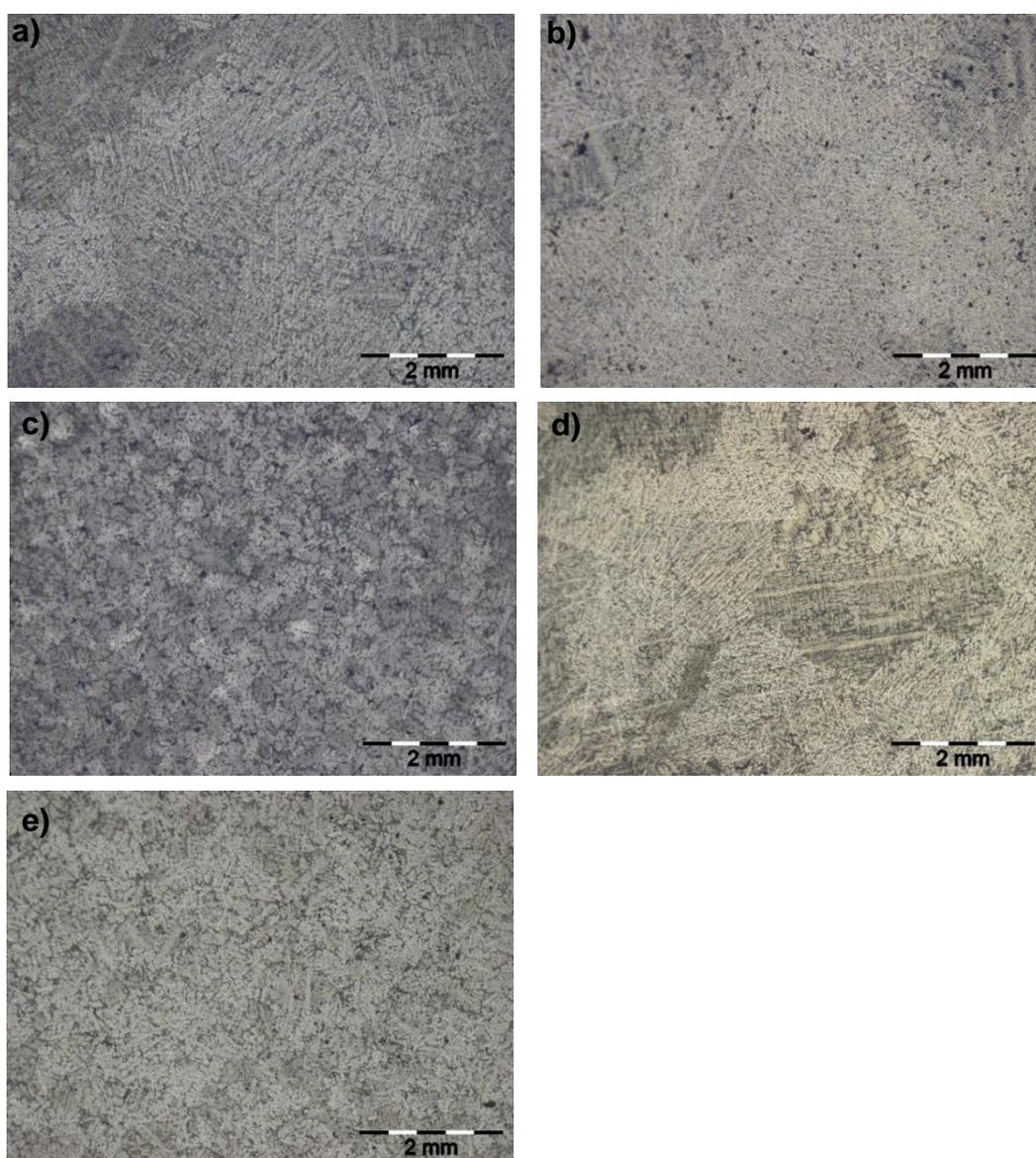
a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto no estado bruto de fundição.

Fonte: Próprio autor (2017).

Notou-se que as amostras das ligas 2 e 4, com maiores teores de estrôncio apresentaram uma maior concentração de porosidades, conforme estudado por Kaufman (2004) que relatou que níveis mais elevados de estrôncio estão associados com a porosidade de fundição.

Na Figura 5.7 estão apresentadas as fotomicrografias das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 no estado tratado termicamente (condição T7).

Figura 5.7 - Fotomicrografia para análise do tamanho de grão das ligas 1, 2, 3, 4 e 5 tratadas termicamente (condição T7):



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto na condição T7.

Fonte: Próprio autor (2017).

### 5.3 Caracterização Mecânica

Os resultados apresentados a seguir referem aos ensaios de dureza Brinell, dureza Vickers, ensaio de tração, ensaio de compressão e ensaio do comportamento mecânico para a rota tração até à deformação de 0,5%/compressão.

Na Tabela 5.7 encontram-se os resultados de dureza Brinell e microdureza Vickers encontrados nas cinco ligas estudadas no estado bruto de fundição e no estado tratado termicamente.

Tabela 5.7 – Resultados de dureza Brinell e microdureza Vickers.

Amostra	Estado bruto de fundição		Tratado termicamente (Condição T7)	
	HBW	HV	HBW	HV
Liga 1 (Padrão)	92±2	106±7	106±3	123±5
Liga 2	92±4	91±5	106±4	114±5
Liga 3	93±2	91±7	116±4	130±6
Liga 4	91±3	84±5	113±5	110±4
Liga 5	92±2	88±6	110±5	111±7

Fonte: Próprio autor (2017).

Nota-se que não há aumento significativo da dureza Brinell nas amostras das ligas estudadas no estado bruto de fundição.

No estado bruto de fundição a liga 1 (padrão) apresentou o maior valor de dureza HV, no entanto após o tratamento térmico foi a liga que apresentou o menor incremento no valor de dureza (14%). De uma maneira geral em média após o tratamento a liga 3 apresentou um incremento 34%, a liga 4 de 28%, a liga 5 de 23% e a liga 2 de 20%; indicando que a adição de elementos de liga (Mg, Sr e Ti) aumentam a dureza da liga após tratamento térmico na condição estudada.

No estado tratado termicamente a liga 3 (refinada com Ti) é aquela que apresentou o maior valor de dureza, seguidas das liga 4 (modificada com Sr) e liga 5 (refinada com Ti, modifica com Sr e com teor de Mg mais alto) que praticamente apresentam

igualdade de resultados. As ligas 2 (com teor de Mg alto) e 1 (padrão) apresentam os menores valores de dureza.

Conforme Davis (2007) tamanhos de grãos mais fino promovem a formação de partículas intermetálicas mais finas e mais uniformemente distribuídas resultando em resposta mais rápida e completa ao tratamento térmico, o que explica o desempenho da liga 3 e 5. Já estruturas modificadas, como vista na liga 4, aumentam um pouco a dureza, o limite de escoamento e o limite de resistência mecânica.

Segundo Davis (2007), Furlan (2014) e Kaufman (2004) os elementos como cobre e magnésio em combinação com silício, como  $Mg_2Si$ , causam endurecimento por precipitação apreciável, após tratamento de solubilização seguida de têmpera e envelhecimento (condição T6). Como no tratamento T7 o material foi sobreenvelhado ocorreu decréscimo no valor da dureza e da resistência mecânica em relação ao tratamento T6, justificando assim o baixo valor de dureza encontrado na liga 2.

Na Tabela 5.8 são exibidos os resultados das principais propriedades mecânicas obtidas a partir do ensaio de tração das cinco ligas estudadas no estado bruto de fundição.

Tabela 5.8 – Resultados de propriedades mecânicas média obtidas no ensaio de tração convencional no estado bruto de fundição.

Amostra	LE <sub>(0,2%)</sub> (MPa)	LRT (MPa)	A <sub>u</sub> (%)
Liga 1 (Padrão)	144±1	214±1	1,89±0,03
Liga 2	129±13	211±9	1,83±0,18
Liga 3	141±6	213±3	1,92±0,14
Liga 4	143±7	190±8	1,08±0,16
Liga 5	146±4	205±3	1,32±0,11

Fonte: Próprio autor (2017).

No estado bruto de fundição os limites de escoamento 0,2% e limite de resistência à tração das ligas 1, 3, e 5 são praticamente iguais.

A ligas 4 (Sr alto) e 5 (Mg, Sr e Ti alto) apresentaram os menores valores para o limite de resistência à tração e para o alongamento uniforme, segundo Davis (2017) a adição de elementos modificadores, tais como o estrôncio, aumenta a solubilidade do hidrogênio no alumínio, causando porosidades, portanto a melhora das propriedades mecânicas depende do grau das porosidades associada a adição de modificadores.

De modo análogo, na Tabela 5.9 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas das cinco ligas estudadas no estado tratado termicamente (condição T7).

Tabela 5.9 – Resultados de propriedades mecânicas média obtidas no ensaio de tração convencional no estado tratado termicamente (condição T7).

Amostra	Le <sub>(0,2%)</sub> (MPa)	LRT (MPa)	A <sub>u</sub> (%)
Liga 1 (Padrão)	253±2	297±3	1,44±0,12
Liga 2	261±17	282±15	0,89±0,34
Liga 3	285±9	306±13	0,84±0,11
Liga 4	274±4	288±6	0,75±0,16
Liga 5	251±14	277±15	0,90±0,11

Fonte: Próprio autor (2017).

Após o tratamento térmico a liga 3 (Ti alto) apresentou os maiores valores para o limite de escoamento e limite de resistência à tração, confirmando as vantagens do refinamento das ligas de alumínio com titânio.

A liga 2 (Mg alto) apresentou um limite de escoamento no estado bruto 10% menor do que as demais ligas, no entanto, após tratamento térmico houve um incremento de 102% deste parâmetro, conforme Furlan (2014) a presença de magnésio nas ligas faz com que essas ligas sejam tratáveis termicamente e melhorando suas propriedades mecânicas.

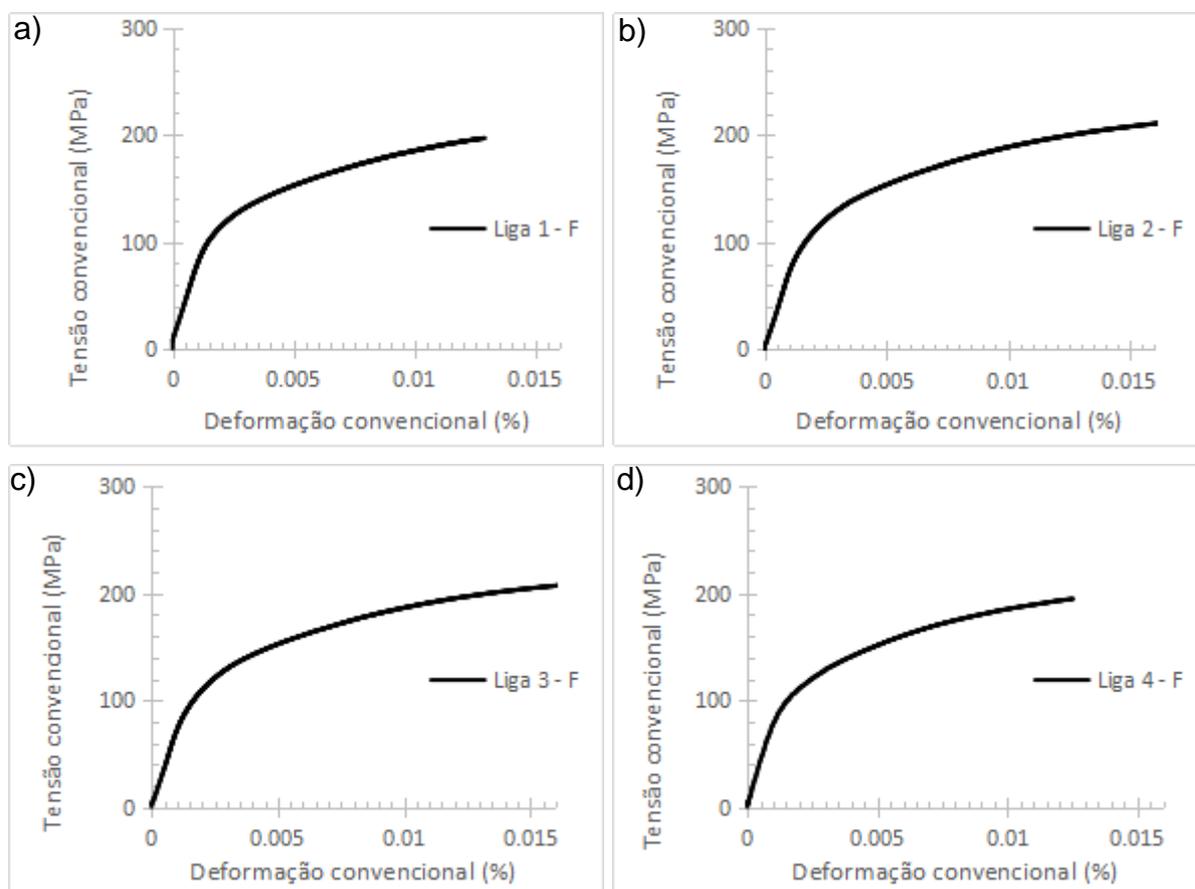
A adição dos elementos de liga magnésio, titânio e estrôncio reduziram a ductilidade da liga, após o tratamento térmico. O efeito mais notável da redução da ductilidade é observado na liga 4 (Sr alto) no qual a quantidade de porosidades associada à

adição do elemento modificador reduziu os valores do alongamento uniforme encontrados, no entanto como a mudança da morfologia do silício eutético, principalmente após o tratamento térmico, o limite de escoamento 0,2% apresentou um bom desempenho.

A liga 5 (Mg, Sr e Ti alto) na condição T7 apresentou o mais baixo limite de escoamento e resistência à tração. Apesar desta liga apresentar em sua composição o titânio e o magnésio que trouxeram as ligas 3 e 2, respectivamente, boas características, o teor de estrôncio mais alto influenciou negativamente incorporando porosidades a liga e prejudicando suas propriedades mecânicas.

Na Figura 5.8 e 5.9 encontram-se as curvas tensão convencional versus deformação convencional das cinco ligas estudadas no estado bruto de fundição e tratado termicamente (condição T7), respectivamente.

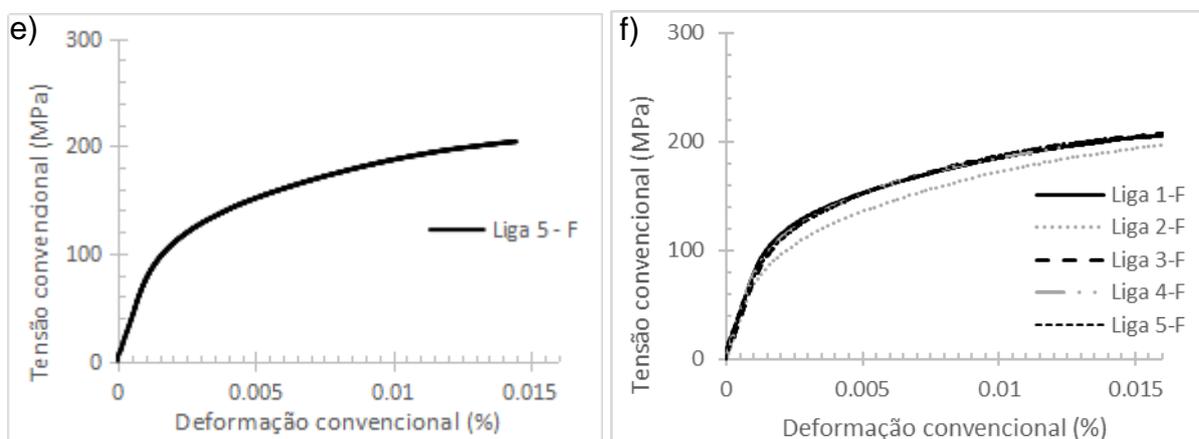
Figura 5.8 – Curvas do ensaio de tração convencional no estado bruto de fundição:



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto no estado bruto de fundição.

Fonte: Próprio autor (2017).

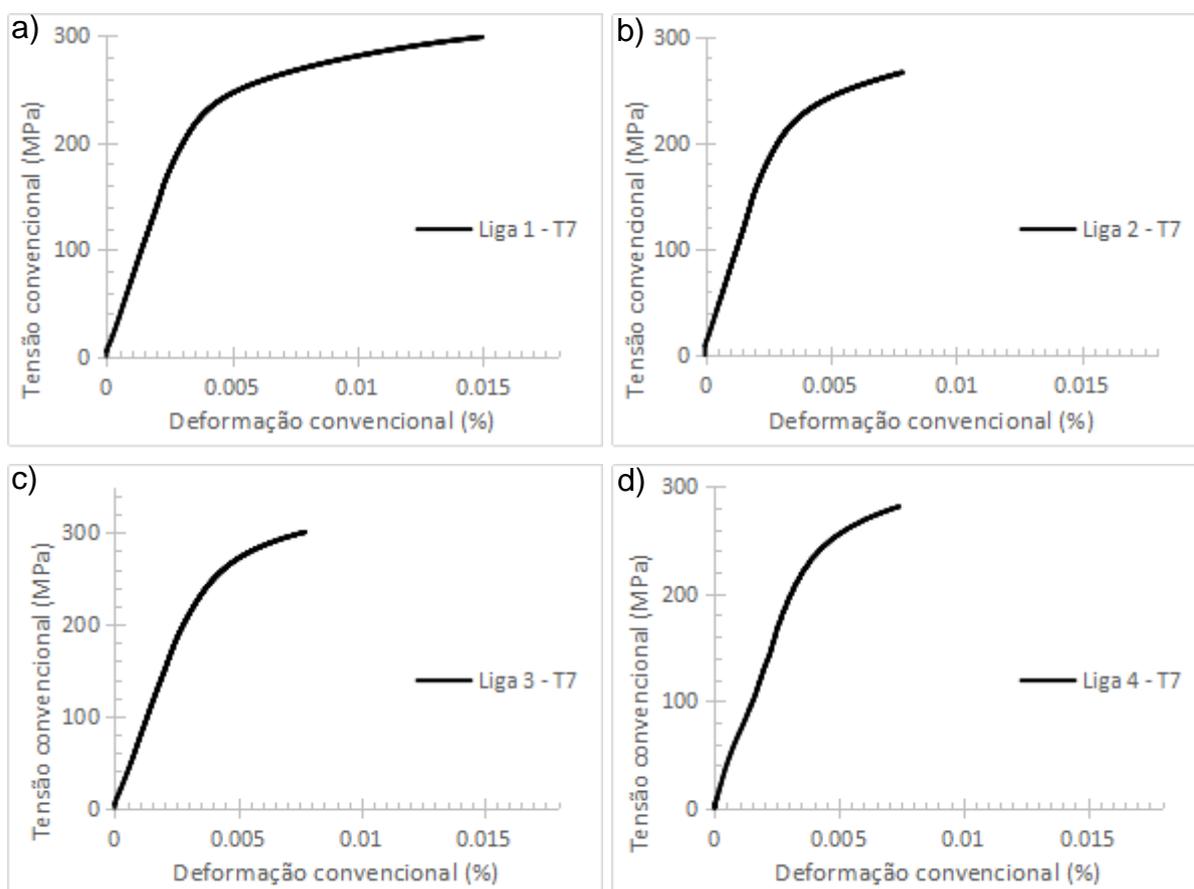
Figura 5.8 – Curvas do ensaio de tração convencional no estado bruto de fundição: (continuação)



e) liga 5-Mg, Sr e Ti; e f) curvas sobrepostas de todas as ligas no estado bruto de fundição.

Fonte: Próprio autor (2017).

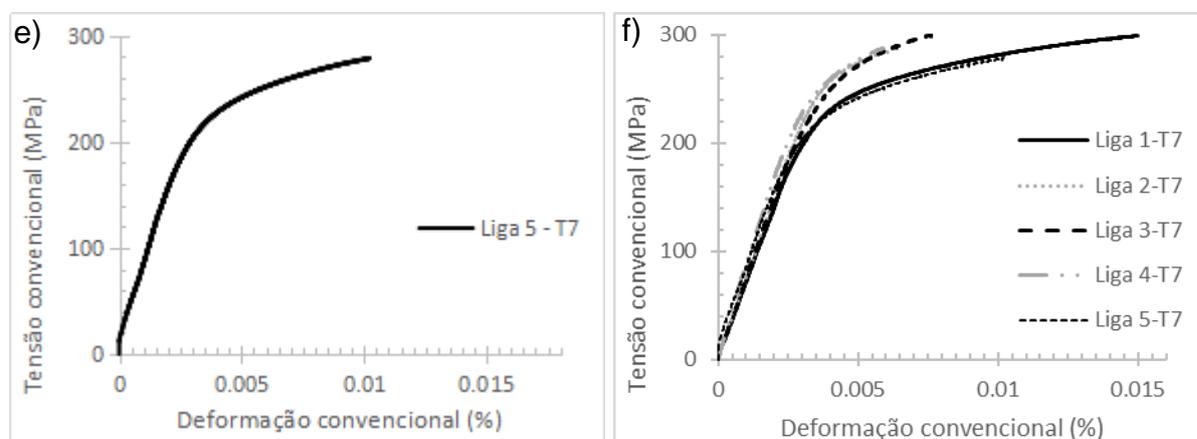
Figura 5.9 – Curvas do ensaio de tração convencional no estado tratado termicamente (condição T7):



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto no estado tratado termicamente (condição T7).

Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 5.9 – Curvas do ensaio de tração convencional no estado tratado termicamente (condição T7): (continuação)



e) liga 5-Mg, Sr e Ti; e f) curvas sobrepostas de todas as ligas no estado tratado termicamente (condição T7).

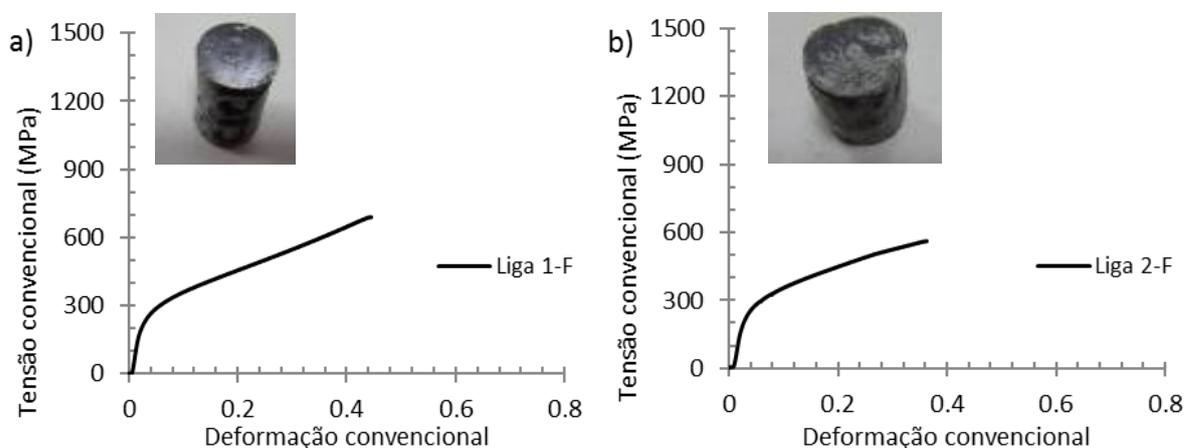
Fonte: Próprio autor (2017).

Na Figura 5.10 e 5.11 encontram-se as curvas tensão convencional versus deformação convencional para o ensaio de compressão das cinco ligas estudadas no estado bruto de fundição e no estado tratado termicamente, respectivamente.

As curvas abaixo demonstradas referem-se a compressão dos cilindros até 9 mm, cerca de 75% do seu comprimento original.

As curvas apresentam altos valores de tensão convencional pois quando ocorreu a trinca houve o aumento da área o que explicando assim o aumento da tensão.

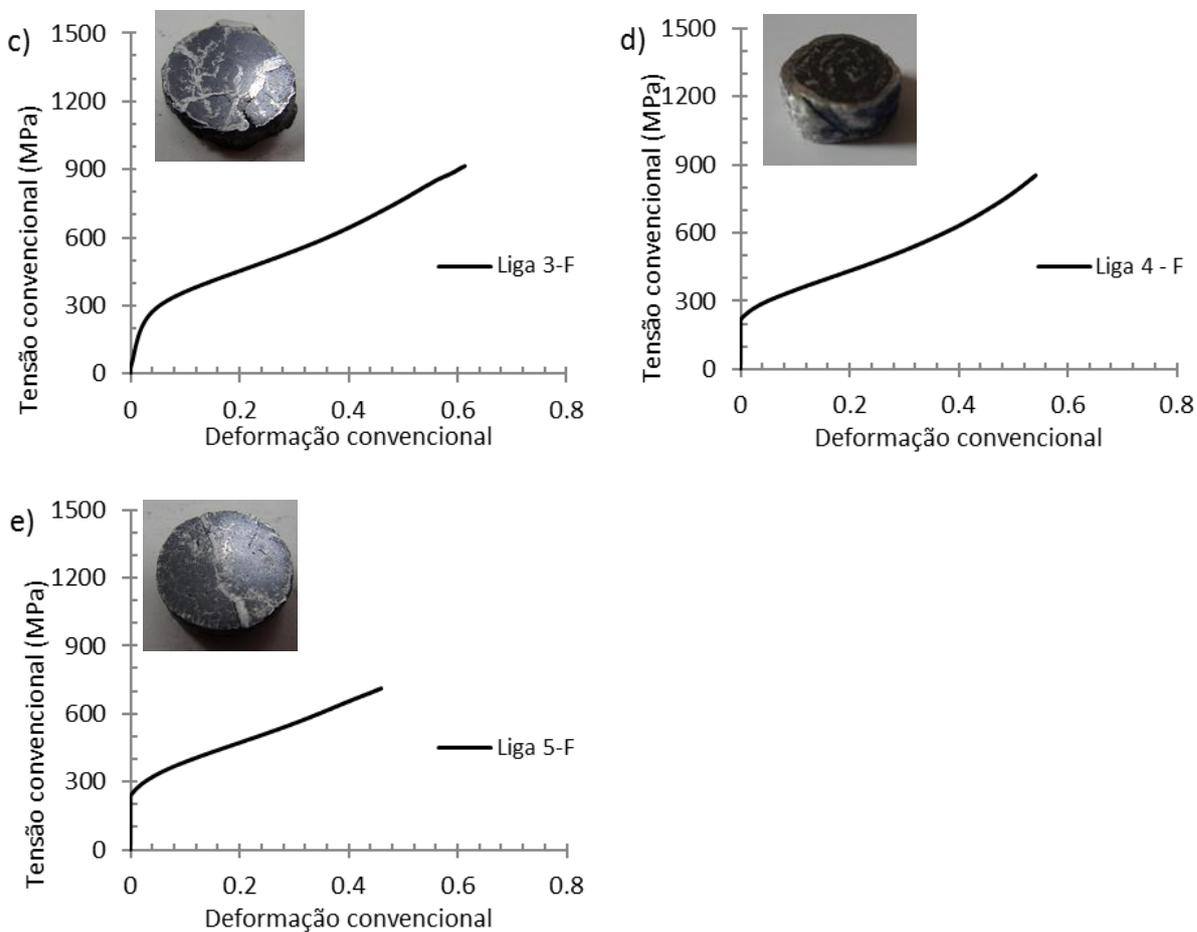
Figura 5.10 – Curvas do ensaio de compressão no estado bruto de fundição:



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto no estado bruto de fundição.

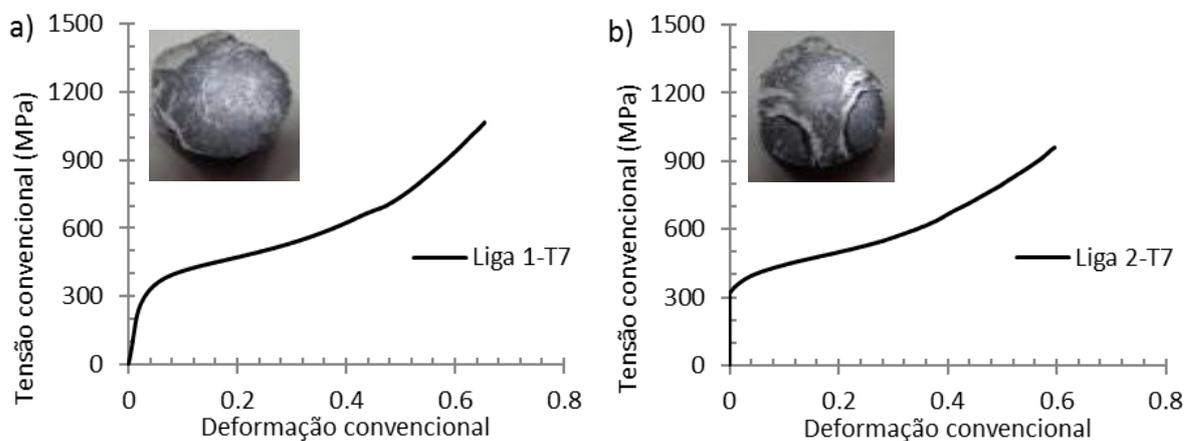
Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 5.10 – Curvas do ensaio de compressão no estado bruto de fundição  
(continuação):



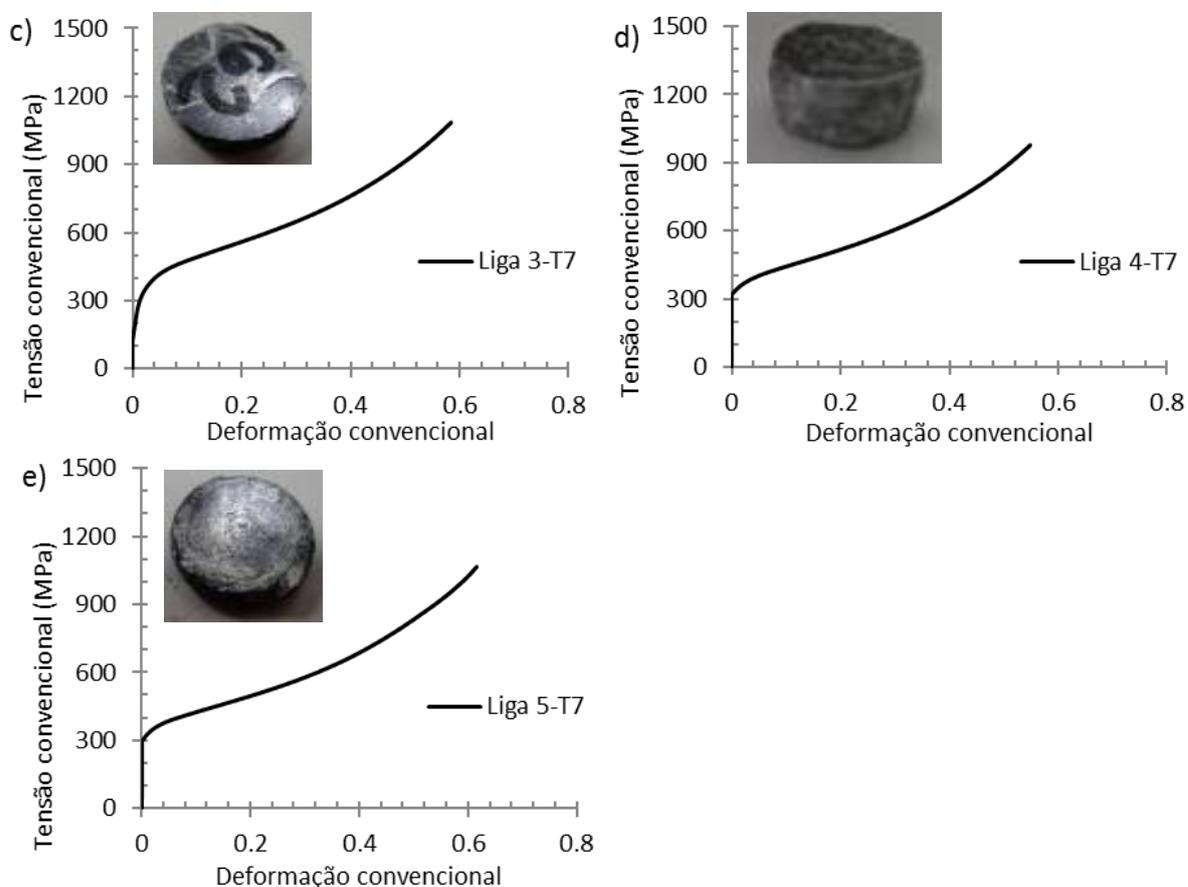
c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti no estado bruto de fundição.  
Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 5.11 – Curvas do ensaio de compressão no estado tratado termicamente  
(condição T7):



a) liga 1-padrão; b) liga 2-Mg alto no estado tratado termicamente (condição T7).  
Fonte: Próprio autor (2017).

Figura 5.11 – Curvas do ensaio de compressão no estado tratado termicamente (condição T7) (continuação):

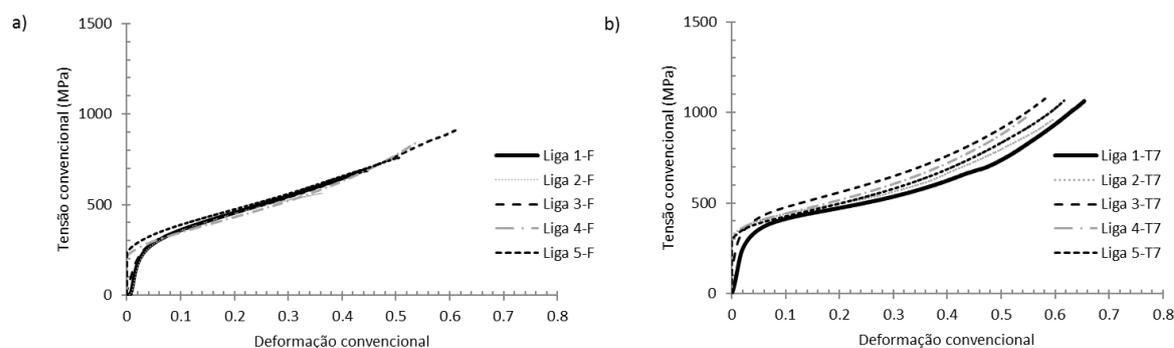


c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti no estado tratado termicamente (condição T7).

Fonte: Próprio autor (2017).

Na Figura 5.12 encontram-se as curvas dos ensaios de compressão sobrepostas para as ligas estudadas.

Figura 5.12 – Curvas do ensaio de compressão sobrepostas das ligas estudadas:



a) curvas sobrepostas de todas as ligas no a) estado bruto de fundição e b) no estado tratado termicamente.

Fonte: Próprio autor (2017).

Na tabela 5.10 encontra-se os valores de limite de resistência à compressão (LRC) encontrados.

Tabela 5.10 – Resultados do limite de resistência à compressão média das ligas estudadas no estado bruto de fundição e tratadas termicamente (condição T7).

Amostra	Estado bruto de fundição LRC (MPa)	Tratado termicamente (condição T7) LRC (MPa)
Liga 1	263±6	325±9
Liga 2	249±6	376±3
Liga 3	252±1	347±4
Liga 4	244±8	324±3
Liga 5	254±8	327±6

Fonte: Próprio autor (2017).

Os comportamentos das curvas no estado fundido são similares entre si.

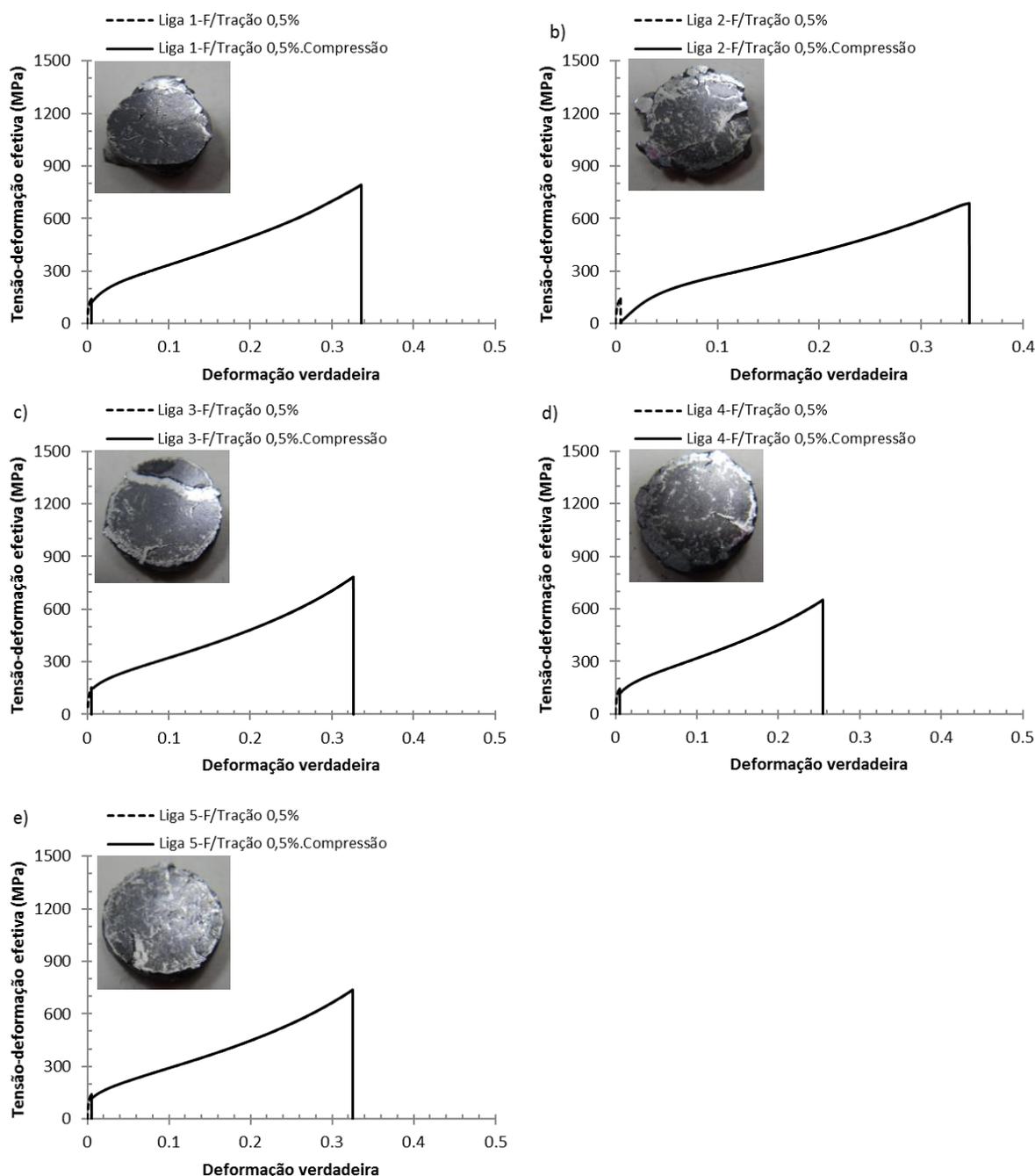
No estado tratado termicamente a liga 2 (Mg alto) apresentou maior limite de resistência à compressão confirmando a eficiência do magnésio nas propriedades mecânicas das ligas, mesmo após o tratamento de sobreenvelhecimento. Na sequência a liga 3 (Ti alto) apresenta o segundo melhor desempenho, reafirmando o aumento das propriedades mecânicas quando as ligas se encontram refinadas. As ligas 1 (padrão), 4 (Sr alto) e 5 (Mg, Sr e Ti alto) apresentam praticamente o mesmo valor de limite de resistência à compressão.

Segundo Haus (2011), quando os materiais são carregados em uma direção axial (por exemplo, tração) no regime plástico, descarregados e, em seguida, recarregados no sentido inverso (por exemplo, compressão), eles podem produzir, durante a recarga, um nível de tensão mais baixo do que o do carregamento realizado no sentido original. Esta dependência do sentido do carregamento e o comportamento assimétrico das tensões é conhecido como o efeito Bauschinger.

Nas Figuras 5.13 são apresentadas as curvas de tensão-deformação convencional para as ligas estudadas no estado bruto de fundição, após a combinação da rota de

processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão.

Figura 5.13 – Curvas de tensão & deformação após a combinação da rota de processamento no estado bruto de fundição:



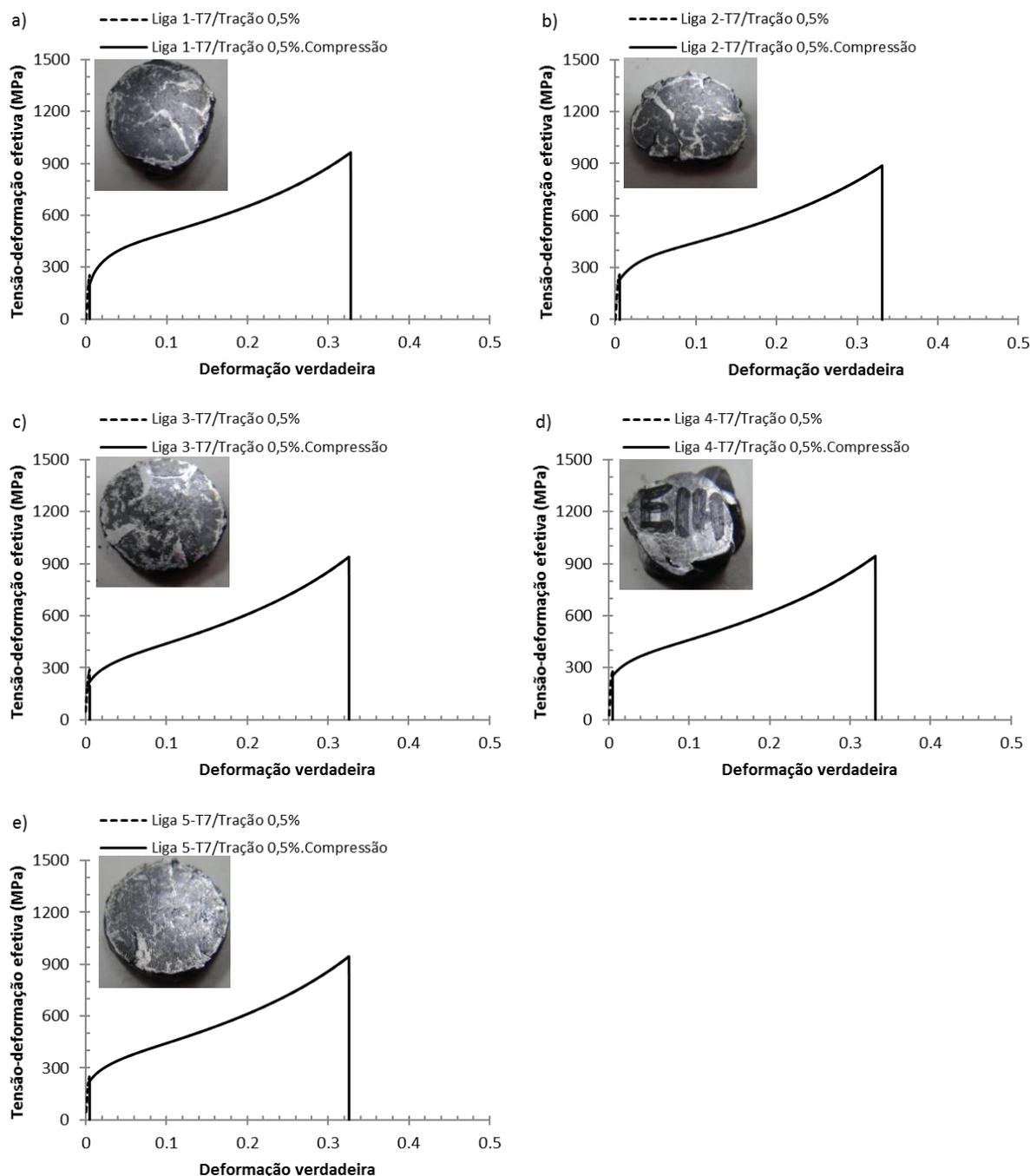
a) liga 1-padrão; liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto no estado bruto de fundição.

Fonte: Próprio autor (2017).

De modo análogo, nas Figura 5.14 são apresentadas as curvas de tensão-deformação convencional para as cinco ligas estudadas no estado tratado

termicamente (condição T7), após a combinação da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão.

Figura 5.14 – Curvas de tensão & deformação após a combinação da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão no estado tratado termicamente (condição T7):



a) liga 1-padrão; liga 2-Mg alto; c) liga 3-Ti alto; d) liga 4-Sr alto; e e) liga 5-Mg, Sr e Ti alto no estado tratado termicamente (condição T7).

Fonte: Próprio autor (2017).

Na tabela 5.11 encontra-se os valores de limite de resistência à compressão (LRC) encontrados no ensaio do comportamento mecânico para a rota tração até à deformação de 0,5%/compressão das ligas estudadas.

Tabela 5.11 – Resultados do limite de resistência à compressão (LRC) no ensaio do comportamento mecânico para a rota tração até à deformação de 0,5%/compressão.

Amostra	Estado bruto de fundição LRC (MPa)	Tratado termicamente (condição T7) LRC (MPa)
Liga 1	198±3	327±8
Liga 2	197±5	314±2
Liga 3	209±2	300±6
Liga 4	179±4	304±5
Liga 5	160±7	294±5

Fonte: Próprio autor (2017).

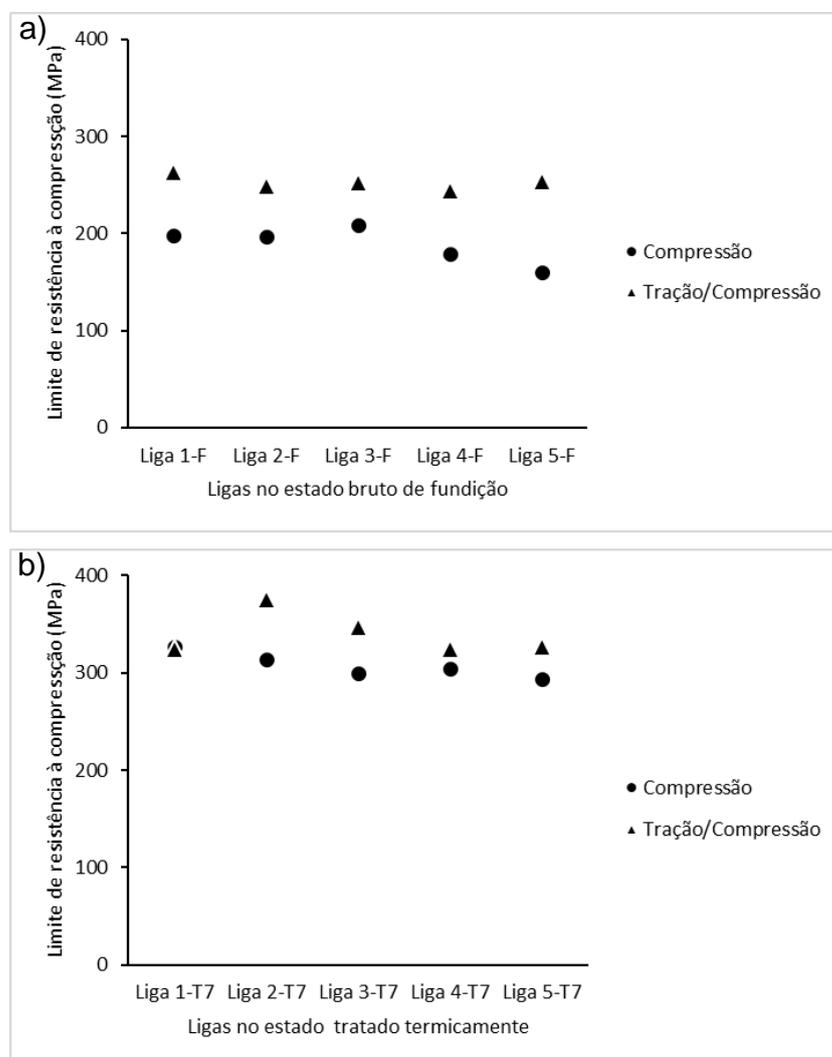
Para melhor análise, na Figura 5.15, são apresentados os resultados do limite de resistência à compressão (LRT) encontrado no ensaio de compressão convencional e no ensaio da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão.

É possível perceber o amaciamento inicial da liga A319 imediatamente após a pré-deformação em tração, o chamado efeito Bauschinger, GAN et al (2017), salvo na condição tratada termicamente da liga 1 (padrão).

Observa-se que todos em todas as ligas em que foram adicionados elementos de liga, tanto no estado bruto de fundição, quanto no estado tratado termicamente, o amaciamento é mais pronunciado do que na liga 1 (padrão).

Na figura 5.15 estão apresentados os limites de resistência à compressão (LRT) nas ligas estudadas nos ensaios de compressão convencional e da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão.

Figura 5.15 – Limites de resistência à compressão (LRT) nas ligas estudadas nos ensaios de compressão convencional e da rota de processamento mecânico composta por tração acompanhada por compressão:



a) ligas no estado bruto de fundição e b) ligas tratadas termicamente (condição T7).

Fonte: Próprio autor (2017).

## 6 CONCLUSÕES

Em relação as cinco diferentes ligas estudadas, pode se obter as seguintes conclusões:

- a) as ligas no estado bruto de fundição apresentam valores de propriedades mecânicas similares, independentemente da sua composição química;
- b) com base nos resultados obtidos, considerando-se a liga 1 como padrão para comparação, foi possível classificar (em ordem crescente de melhores propriedades mecânicas) as ligas estudadas no estado tratado termicamente (condição T7):
  - Liga 3 com titânio adicionado;
  - Liga 4 com estrôncio adicionado;
  - Liga 2 com magnésio adicionado;
  - Liga 5 com magnésio, estrôncio e titânio adicionado;
- c) as ligas com teores de estrôncio mais alto (0,0190 a 0,0250%) apresentam valores de alongamento uniforme inferior do que as ligas cuja faixa de Sr é 0,0030 a 0,0090%, pois as amostras apresentaram maiores teores de Sr apresentam maior concentração de porosidades, é um indicativo que as microporosidades concorrem para a nucleação de trincas;
- d) apesar do ensaio do nível de modificação AFS indicar o mesmo nível de modificação do silício eutético para as ligas com diferentes teores de estrôncio, observou-se que a liga com maior teor de estrôncio, liga 4, apresentou o segundo melhor desempenho, indicando a eficiência do tratamento de modificação nas peças tratadas;
- e) a influência positiva do magnésio nas propriedades mecânicas nas peças tratadas na condição T7, no qual ocorreu o sobreenvelhecimento, é prejudicada pelo crescimento dos precipitados de magnésio que perdem a coerência com a matriz e diminuem a resistência mecânica da liga, porém a liga 2 com magnésio mais alto apresentou o melhor resultado no ensaio de compressão convencional;
- f) a liga no qual 5 no qual foram adicionados o magnésio, estrôncio e titânio apresentou o pior desempenho nas propriedades mecânicas, indicando que a combinação destes elementos não é favorável para se obter o máximo das

propriedades mecânicas.

## REFERÊNCIAS

ARAÚJO, Sacha K. **Efeito da modificação com estrôncio na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga 356**. 2012. 75f. Dissertação (Mestrado) - Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2012.

ASSOCIAÇÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM ISO 6506-1**: materiais metálicos – ensaio de dureza Brinell -parte 1: método de ensaio. Rio de Janeiro, 2010.

ASSOCIAÇÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM ISO 6507**: materiais metálicos – ensaio de dureza Vickers -parte 1: método de ensaio. Rio de Janeiro, 2008.

ASSOCIAÇÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6834**: alumínio e suas ligas - classificação. Rio de Janeiro, 2000.

ASSOCIAÇÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6835**: alumínio e suas ligas - classificação das têmperas. Rio de Janeiro, 2000.

ASSOCIAÇÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7549**: alumínio e suas ligas - ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos. Rio de Janeiro, 2001.

ASM. **ASTM handbook**: alloy phase diagrams. Ohio: ASM Internacional, v. 3, 1992. 1762 p.

ASTM. **ASTM B-917/B917M-11**: Standard practice for heat treatment of aluminum alloys-alloy castings from all processes. United States, 2011.

ASTM. **E8/E8M-15a**: Standard test methods for tension testing of metallic materials. United States, 2015.

ASTM. **E9-09**: Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperat. United States, 2009.

ASTM. **E112-13**: Standard test methods for determining average grain size. United States, 2014.

BRADASCHIA, Clóvis. **Fundição de ligas de alumínio**. São Paulo: ABM, 1993. 403p.

BRESCIANI FILHO, Ettore. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. São Paulo: EPUSP, 211. 254p.

BRENT, Adams L. et al. **ASTM handbook**: metallography and microstructures. 1 ed. Ohio: ASM Internacional, v. 9, 2004. 2733 p.

CAMARGO, Ana M. O futuro chegou. **Alumínio** - Inovação e Sustentabilidade. São Paulo. n.42, p.28-32, Mar. 2015. Disponível em

<<https://www.magtab.com/leitor/880/edicao/13379>>. Acesso em: 31 mai. 2016.

CUNHA, Rodrigo P. **Caracterização mecânica e metalográfica de uma liga de alumínio empregada para cabeçote de motor flex**. 2012. 85p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

DAVIS, Joseph. R. **Aluminum and aluminum alloys**. 6 ed. Ohio: ASM International, 2007. 784p.

DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

ESTATÍSTICAS. Associação Brasileira do Alumínio. São Paulo. Disponível em:<<http://www.abal.org.br/estatisticas/nacionais/>> Acesso em: 20 fev. 2017.

ELIA, F.D.; RAVINDRAN, C. Influence of grain refinement on hot tearing in B206 and A319 aluminum alloys. **Transactions of the Indian institute of metals**, India, v. 62, p.315-319, Oct, 2009.

FRANCIS, R.; SOKOLOWSKI, J. Prediction of the aluminum silicon modification level in the AlSiCu alloys using artificial neural networks. **Scientific paper**, Canada, 2007.

FURLAN, Tarita S. **Estudo do efeito do tratamento térmico e da adição de zircônio, vanádio, titânio e manganês nas propriedades mecânicas de uma liga Al12SiCuMgNi para aplicação em altas temperatura**. 2014. 165p. Tese (Doutorado) - Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2014.

GAN, W.; BONG, H. J.; LIM, H.; BOGER, R. K.; BARLAT, F; WAGONER, R. H. Mechanism of the Bauschinger effect in Al-Ge-Si alloys. **Materials Science & Engineering**, v. 684a, p.353-372, 2017.

GUIA técnico do alumínio: tratamento térmico do alumínio e suas ligas. 2. ed. São Paulo: ABAL – Associação Brasileira do Alumínio, 2011. 152 p.

HAUS, Siedro A. **Influência do efeito Bauschinger no retorno elástico em aços avançados de elevada resistência**. 2011. 92p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

HISTÓRIA do Alumínio. Associação Brasileira do Alumínio. São Paulo. Disponível em:<<http://www.abal.org.br/aluminio/historia-do-aluminio/>> Acesso em: 20 fev. 2017.

HWANG, J. Y.; BANERJEE, R.; DOTY, H. W.; KAUFMAN, M. J. The effect of Mg on the structure and properties of type 319 aluminum casting alloys. **Acta Materialia**, n. 57, p.1308-1317, Dec 2008.

IMPORTÂNCIA do tratamento de desgaseificação na fundição de peças em ligas de alumínio. São Paulo. Disponível em <<http://>

<https://pt.linkedin.com/pulse/importancia-do-tratamento-de-desgaseificao-na-fundicao-fuoco>>. Acesso em: 07 mar. 2017.

INTERNACIONAL STANDARD. **ISO 6506-2**: Metallic materials - Brinell hardness test. Genève, 1999.

LIMA, Taylor. **Metals handbook**: properties and selection of metals. 8 ed. Ohio: American Society for Metals, 1961. 1300p.

LIMA, Taylor. **ASM Handbook**: Alloy Phase Diagrams: properties and selection of metals. 8 ed. Ohio: American Society for Metals, 1961. 1300p.

LOPES JUNIOR, Evelyn Dayrell. **Caracterização da capacidade de alimentação e fluidez das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu)**. 2015. 156p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

LUMLEY, Roger. **Fundamentals of aluminium metallurgy**: production, processing and applications. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011. 843p.

KAUFMAN, Gilbert J.; ROOY, Elwin L. **Aluminum alloy casting**: properties, processes and applications,. 1 ed. Ohio: ASM Internacional, 2004. 337p.

KOLOSOSKI, Jorge. **Estudo de sistemas de canais para fundição de ligas de alumínio por gravidade**. 2001. 137p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

MAIS LEVES, menos poluentes. Alumínio - Inovação e Sustentabilidade. São Paulo. Disponível em <<http://www.revistaaluminio.com.br/recicla-inovacao/4/artigo210824-1.asp>>. Acesso em: 01 maio 2015.

MAKHLOUF, M. M.; GUTHY, H. V. The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. **Journal of light metals.**, n. 22, p.149-156, Worcester, Mar 2014.

MANJUNATH, Patel G. C. et al. Investigation of squeeze cast process parameters effects on secondary dendrite arm spacing using statistical regression and artificial neural network models. **Elsevier Ltd.**, p.149-156, India, Feb 2014.

MEDRANO, F.J.T. et al. Effect of Mg and Sr-modification on the mechanical properties of 319-type aluminum cast alloys subjected to artificial aging. **Materials science and engineering A**, v. 480, p.356-364, Sep, 2007.

MONDOLFO, Lucio F. **Aluminum alloys**: structure and properties. 1 ed. London;Boston: Butterworths, 1976. 784p.

MOLINARI, Marta. **Ligas de alumínio para fundição e influência dos elementos de liga**. Joinville – SC. Labortech, 2000.

MORAES, Ana C. **Estudo da corrosão intergranular em ligas de alumínio de**

**fundição:** influências do teor de cobre e do tratamento de solubilização. 2006. 83p. Dissertação (Mestrado) – Programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais, Centro de Ciências Tecnológicas da UDESC, Joinville, 2006.

MOREIRA, Paulo S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0) fundida.** 2011. 104p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

MURRAY, M. T. High pressure die casting of aluminium and its alloys. In: **Fundamentals of aluminium metallurgy.** Australia: Woodhead Publishing Limited, 2011. p. 217-261.

NORMA americana fomenta novas tecnologias na linha de produção. **Alauto.** São Paulo, 2008. Disponível em <[http://www.abal.org.br/aluauto/ed15/pdfs/materia\\_meio.pdf](http://www.abal.org.br/aluauto/ed15/pdfs/materia_meio.pdf)>. Acesso em: 20 fev. 2017.

OSÓRIO, Wislei R. et al. Secondary dendrite arm spacing and solute redistribution effects on the corrosion resistance of Al–10 wt% Sn and Al–20 wt% Zn alloys. **Elsevier Ltd.**, Campinas, n. 420, p.179-186, Jul 2005.

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**, n. 68, p.42-51, Feb 2014.

RANA, Ravindra. S.; PUROHIT Rajesh.; DAS, S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. **International journal of scientific and research publications**, India, v. 2, n. 6, Jun 2012.

ROCHA, Gionei. Cabeçote do motor. Disponível em:<<http://www.infomotor.com.br/site/2009/02/cabecote-do-motor/>> Acesso em: 28 de maio 2016.

RODRÍGUEZ, S. H. et al. On influence of Ti and Sr on microstructure, mechanical properties and quality index of cast eutectic Al–Si–Mg alloy. **Materials and Design**, Mexico, n. 32, p.1865-1871, 2011.

ROSSI, Vilmar L. **Influência da composição química e dos parâmetros de processo sobre a resistência à corrosão em componentes fundidas usando as ligas de alumínio 356 e A356.** 2004. 101p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Ciências Tecnológicas da UDESC, Joinville, 2004.

SHABESTARI, S. G.; MALEKAN, M. Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis. **Journal of alloys and compounds**, n. 492, p.134-142, 2010.

SILVA, Diego V. **Influência de parâmetros operacionais na microestrutura e propriedades mecânicas de ligas diluídas do sistema Al-Zn solidificadas**

**através do processo squeeze casting**. 2015. 101p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2015.

TANG, P.; LI, W; WANG, K.; DU, J.; CHEN, X.; ZHAO, Y.; LI, W. Effect of Al-Ti-C master alloy addition on microstructures and mechanical properties of cast eutectic Al-Si-Fe-Cu alloy. **Materials design**, n. 115, p.147-157, 2017.

TAYLOR, James L. **Dicionário metalúrgico**: inglês-português, português-inglês. 2 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000.

TOTTEN, George E; MACKENZIE, Scott. **Handbook of aluminum**. 1 ed. New York: Marcel Dekker, 2003. 1296 p.

VANTAGENS do Alumínio. Associação Brasileira do Alumínio. São Paulo. Disponível em <<http://www.abal.org.br/aluminio/vantagens-do-aluminio/>>. Acesso em: 20 fev. 2017.

VERRAN, Guilherme O. **Estudo da alimentação de componentes fundidas em ligas de alumínio**. 1986. 223f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1986.

Yu, J. M. et al. Intermetallic phases in high purity Al-10Si-0.3Fe cast alloys with and without Sr modification studied by FIB tomography and TEM. **Intermetallics**, n. 72, Darmstadt, Feb 2016.

ZAIDAO, Li et al. Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi7Cu3 alloy. **Material science & engineering**, 2017.

ZHANG, B. et al. Dendrite arm spacing in aluminium alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold. **Metallurgical science and technology**, v.21, n. 1 Carmagnola, Jun 2003.

