



**PROJETO DE GRADUAÇÃO 2**

**Influência da Microestrutura em Fadiga da Liga  
6201 Solidificada em Laboratório com  
Tratamento Térmico de Envelhecimento**

Por,  
**Daniel Ramos Fonseca**

Brasília, 22 de junho de 2018

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

## PROJETO DE GRADUAÇÃO 2

# Influência da Microestrutura em Fadiga da Liga 6201 Solidificada em Laboratório com Tratamento Térmico de Envelhecimento

POR,

**Daniel Ramos Fonseca**

Relatório submetido como requisito parcial para obtenção  
do grau de Engenheiro Mecânico.

### **Banca Examinadora**

Prof. Daniel Monteiro Rosa, UnB/ ENM (Orientador)

\_\_\_\_\_

Prof. Cosme Roberto Moreira da Silva, UnB/ ENM

\_\_\_\_\_

Me. Maycol Moreira Coutinho, UnB/Externo

\_\_\_\_\_

Brasília, 22 de junho de 2018

## **Dedicatória**

*Dedico este projeto a Duílio, Lúcia,  
Douglas, Raquel e Miguel.*

*Daniel Ramos Fonseca*

## **Agradecimentos**

*Agradeço primeiramente a Deus pela vida e pelas oportunidades colocadas no meu caminho.*

*Aos meus pais, Duílio e Lúcia, a quem devo todo meu amor e que me ajudaram em cada passo que dei.*

*Ao meu irmão Douglas, pela amizade e companheirismo.*

*Ao meu avô José, fonte inesgotável de caráter e sabedoria.*

*Aos meus demais familiares, pelo amor e carinho.*

*Aos meus sogros, Paulo Romero e Vera Marta, por terem me aceitado em sua família e me ajudado tanto nessa minha trajetória.*

*Aos meus amigos de UnB, Cecília, Léo, Kevin, Igor e John, por todas os momentos alegres e tristes que passamos juntos. Com certeza, meu período acadêmico foi mais fácil por conta de vocês.*

*Aos meus amigos, Diego, Thiago e Maycol, por toda ajuda que me deram ao longo desse projeto, e por todas risadas também.*

*Ao Sr. Leonardo Lacerda e sua família, por todo carinho, aprendizado e compreensão ao longo dos últimos 2 anos de universidade.*

*Ao meu orientador, Prof. Daniel Rosa, por me passar muita experiência e pelas boas conversas.*

*Aos demais professores da Universidade de Brasília, que compartilharam seus conhecimentos comigo.*

*Ao meu filho, Miguel, que me mostrou o que é amor de verdade e que me motiva cada dia. Eu te amo, filho.*

*E à minha companheira e melhor amiga, Raquel, por todo amor, companheirismo, paciência, dedicação, aprendizado, risadas e choros. Você esteve comigo durante todo esse tempo e a minha conquista também é sua.*

*Daniel Ramos Fonseca*

---

## RESUMO

O presente relatório tem o intuito de avaliar a influência da microestrutura na fadiga da liga de alumínio 6201 com tratamento térmico de envelhecimento por precipitação. O estudo faz-se por meio de análises teóricas e experimentais. A liga foi obtida a partir de cabos condutores de energia elétrica. Houve a fundição da liga, seguida de solidificação unidirecional. Esse processo faz com que haja distintas propriedades microestruturais ao longo do lingote. O lingote foi fatiado em regiões pré-definidas e amostras foram coletadas para análises químicas e microestruturais. Foi possível mensurar o tamanho de grão (ASTM E112-96) em função de sua posição no lingote. Em ensaio de dureza, foram obtidos os valores para as amostras em função da sua altura em que se encontravam no lingote. Ainda, foi estimado uma aproximação do limite de resistência à tração a partir da equação de proporcionalidade com a dureza. Tais valores foram fundamentais para estimar a carga de fadiga sob a qual foram ensaiados os corpos de prova.

---

## ABSTRACT

The purpose of this report is to evaluate the influence of the microstructure on the fatigue of the 6201 aluminum alloy with heat treatment of aging by precipitation. The study is made through theoretical and experimental analyzes. The alloy was obtained from conductive power cables. There was casting of the alloy, followed by unidirectional solidification. This process causes different microstructural properties along the ingot. The ingot was sliced in pre-defined regions and samples were collected for chemical and microstructural analysis. It was possible to measure the grain size (ASTM E112-96) as a function of its position in the ingot. In the hardness test, the values were obtained for the samples according to their height in which they were in the ingot. Also, an approximation of the tensile strength limit was estimated from the equation of proportionality with the hardness. These values were fundamental to estimate the fatigue load under which the test bodies were tested.

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
1.1	CONTEXTO .....	1
1.2	METODOLOGIA .....	2
1.3	OBJETIVOS GERAIS.....	3
1.4	OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	3
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>5</b>
2.1	ALUMÍNIO.....	5
2.1.1	LIGAS DE ALUMÍNIO .....	6
2.2	PROCESSO DE LINGOTEAMENTO .....	9
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	10
2.4	ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO.....	11
2.4.1	SOLUBILIZAÇÃO.....	14
2.5	FADIGA .....	15
2.6	ANÁLISE ESTATÍSTICA .....	18
2.6.1	VARIÁVEIS ALEATÓRIAS .....	19
2.6.2	MÉDIA ARITMÉTICA .....	19
2.6.3	DESVIO-PADRÃO .....	19
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>19</b>
3.1	OBTENÇÃO DA LIGA .....	20
3.2	FUNDIÇÃO DA LIGA .....	20
3.3	TRATAMENTO TÉRMICO .....	23
3.4	MACROESTRUTURA .....	24
3.5	MICROESTRUTURA .....	25
3.5.1	MICROSCÓPIO ÓTICO.....	26
3.5.2	MICROSCÓPIO CONFOCAL.....	26
3.6	TAMANHO DE GRÃO.....	26
3.7	DUREZA BRINELL.....	29
3.8	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	31
3.9	ENSAIO DE FADIGA.....	31
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>33</b>
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	33
4.2	TEMPERATURA LIQUIDUS E LINGOTEAMENTO .....	34
4.3	TAMANHO DE GRÃO.....	34
4.4	MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA.....	35
4.5	DUREZA .....	40
4.5.1	DUREZA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO .....	41
4.6	ENSAIOS DE FADIGA.....	42
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>44</b>
<b>6</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>45</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Fluxograma do projeto, elaborado pelo autor.....	2
Figura 2.1 – principais elementos de liga para o alumínio, elaborado pelo autor.....	6
Figura 2.2 – ligas de alumínio, elaborado pelo autor .....	7
Figura 2.3 – diagrama de fases ternário da liga Al-Mg-Si (ASM Metals Handbook Volume 3, 1992).....	8
Figura 2.4 – diagrama ternário de ligas Al-Mg-Si com concentrações da liga 6201 (Kumar, 2004).....	8
Figura 2.5 – diagrama pseudo-binário Al-Mg <sub>2</sub> Si (QUADRO <i>et al.</i> , 2012) .....	9
Figura 2.6 – solidificação unidirecional vertical ascendente .....	10
Figura 2.7 – zonas características do processo de solidificação unidirecional (Goulart, 2010) .....	10
Figura 2.8 – comportamento típico de uma liga envelhecida artificialmente (CALLISTER, 2000).....	13
Figura 2.9 – representação esquemática dos estágios do processo de formação do precipitado: (a) Solução sólida supersaturada; (b) Formação de uma fase metaestável de transição; (c) Precipitado em equilíbrio dentro da matriz (CALLISTER, 2000).....	13
Figura 2.10 – estágios do endurecimento por precipitação da liga Al-Mg-Si: (a) Precipitados coerentes; (b) Precipitados semi coerentes; (c) Precipitados incoerentes formados devido ao excesso de envelhecimento (Karabay, 2007) .....	14
Figura 2.11 – endurecimento por precipitação (MARTINS, 2008) .....	15
Figura 2.12 – relação entre as propriedades mecânicas e o tempo de envelhecimento (MAIA, 2012).....	15
Figura 2.13 – representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (FADEL, 2010).....	16
Figura 2.14 – fadiga com ciclos de amplitude constante (GARCIA <i>et al.</i> , 2000) .....	18
Figura 3.1 – fios do cabo colocados no cadinho de grafite revestido com “alumina” .....	21
Figura 3.2 – forno tipo mufla, fabricante <i>Linn High Therm</i> .....	21
Figura 3.3 – liga vertida na lingoteira .....	21
Figura 3.4 – esquema da posição dos termopares na lingoteira .....	22
Figura 3.5 – vista frontal do lingote, com as marcações de identificação da posição dos corpos de prova .....	22
Figura 3.6 – procedimento de secção do lingote .....	22
Figura 3.7 – processo de solubilização.....	23
Figura 3.8 – forno Nabertherm com controlador P310 .....	23
Figura 3.9 – curvas de envelhecimento típicas para várias temperaturas para as ligas da série 6XXX (MARTINS, 2009).....	24
Figura 3.10 – lixadeira politriz Pantec Polipan-U .....	25
Figura 3.11 – microscópio óptico Olympus BX51.....	26
Figura 3.12 – microscópio confocal Olympus Lext OLS4100 .....	26
Figura 3.13 – linhas de referência para mensuração do tamanho de grão (imagem demonstrativa do software IMT).....	27
Figura 3.14 – cenários possíveis para a intersecção da linha de referencia e contornos de grão .....	28
Figura 3.15 – representação do ensaio de dureza Brinell.....	30
Figura 3.16 – máquina de ensaio de dureza Zwick/Roell ZHU250 .....	30
Figura 3.17 – penetrador esférico de 2.5 mm de diâmetro.....	30
Figura 3.18 – dimensões do corpo de prova (ASTM – E466-15) .....	31
Figura 3.19 – máquina MTS utilizada nos ensaios de fadiga.....	32
Figura 3.20 – corpo de prova durante ensaio de fadiga.....	32
Figura 4.1 – curva de resfriamento com verificação da temperatura <i>Liquidus</i> .....	34
Figura 4.2 – diâmetro médio em função da posição vertical da amostra .....	35
Figura 4.3 – número de grãos em função da posição vertical da amostra.....	35
Figura 4.4 – macroestrutura do lingote fabricado em laboratório .....	36
Figura 4.5 – microestruturas das amostras não tratadas e tratadas termicamente.....	39

Figura 4.6 – precipitados na microestrutura da liga tratada termicamente .....	39
Figura 4.7 – gráfico dos valores dos ensaios de dureza .....	41
Figura 4.8 – fratura do CP 11 .....	<b>Erro! Indicador não definido.</b>

## **LISTA DE TABELAS**



Tabela 2.1 – propriedades de materiais, adaptada (ASM, 1992) .....	5
Tabela 2.2 – numeração das ligas de alumínio, adaptada (Kissel <i>et al.</i> , 2002).....	7
Tabela 2.3 – simbologia do estado dos materiais, adaptado (Tottem <i>et al.</i> , 2003) .....	11
Tabela 3.1 – tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros relevantes.....	29
Tabela 4.1 – resultados da análise química por meio de fluorescência de raios x .....	33
Tabela 4.2 – resultados da mensuração do tamanho de grão .....	34
Tabela 4.3 – resultados dos valores obtidos dos ensaios de dureza .....	40
Tabela 4.4 – valores para constante de proporcionalidade, adaptada (CALLISTER, 1994) ...	42
Tabela 4.5 – valores estimados para o limite de resistência à tração .....	42

## **LISTA DE SÍMBOLOS**

### **Símbolos Latinos**

<i>A</i>	Área	[m <sup>2</sup> ]
<i>T</i>	Temperatura	[°C]
<i>HB</i>	Dureza Brinell	[HB]
<i>LRT</i>	Límite de resistência à tração	[MPa]
<i>G</i>	Tamanho médio de grão	
<i>D</i>	Diâmetro do penetrador Brinell	[mm]
<i>P<sub>L</sub></i>	Intersecções	[mm <sup>-1</sup> ]
<i>F</i>	Carga aplicada no ensaio de dureza Brinell	[Kgf]
<i>P</i>	Carga aplicada no ensaio de fadiga	[N]
<i>d</i>	Diâmetro da calota impressa pelo penetrador	[mm]

### Símbolos Gregos

$\alpha$	Constante de proporcionalidade	[MPa/HB]
$\sigma$	Tensão	[MPa]

### Sobrescritos

—	Valor médio
---	-------------

### Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ASM	American Society for Metals

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONTEXTO

O alumínio é o metal não ferroso mais consumido no mundo, sendo o seu consumo anual na ordem dos 24 milhões de toneladas. A produção atual de ligas de alumínio supera a soma da produção de todos os outros metais não ferrosos (YUAN et al., 2010). Ainda, as ligas da série 6XXX (Al-Mg-Si) representam uma alta fração das ligas de alumínio produzida para uso comercial (AZZAM et al., 2010).

As ligas de alumínio da série 6XXX são amplamente utilizadas para aplicações estruturais em indústrias aeroespaciais e automotivas devido à sua resistência mecânica, soldabilidade, resistência à corrosão e baixo custo relativo. A resposta ao endurecimento por precipitação dessas ligas pode ser muito significativa, levando a uma notável melhora da resistência após um tratamento térmico apropriado (Farè et al., 2012).

Atualmente, os processos de manufatura fazem cada vez mais o uso da solidificação para a produção dos mais variados tipos de peças e componentes metálicos (GARCIA, 2007). As características de um material metálico são determinadas em grande parte pelas condições de solidificação à qual foi submetido, o que define a sua microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas do produto final (CASTANHO, 2013).

O alumínio fundido dissolve outros metais e substâncias como o silício. Ao solidificar o alumínio, alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida. Isto faz com que a estrutura atômica do metal se torne mais dura. Os átomos podem ser visualizados como sendo arranjados em uma rede cristalina regular formando moléculas de tamanhos diferentes daqueles do elemento de liga principal. A principal função dos elementos de ligas no alumínio é aumentar a resistência mecânica.

O metal quente pode manter mais elementos de liga em solução sólida do que quando frio. Conseqüentemente, quando arrefecido, há uma tendência de precipitar o excesso dos elementos de liga da solução. Esse precipitado pode ser na forma de partículas duras, consistindo de compostos intermetálicos, tais como:  $\text{CuAl}_2$  ou  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Estes agregados de átomos metálicos tornam a rede cristalina ainda mais rígida, o que acarreta no conseqüente endurecimento da liga.

O envelhecimento das ligas que contém magnésio e silício conduziu ao desenvolvimento das principais ligas estruturais utilizadas hoje na engenharia. Este foi um trabalho pioneiro no campo das ligas de alumínio-magnésio, amplamente utilizadas atualmente na indústria naval (ABAL, 2017).

Abordam-se, ao longo deste projeto, conceitos essenciais para o entendimento da importância dos tratamentos térmicos nas propriedades das ligas de alumínio, com especial interesse no processo de envelhecimento. A variabilidade das propriedades mecânicas destas ligas, bem como das suas aplicações são consideradas. A explicação do porquê desta diversidade pode ser encontrada na forma como os elementos de liga e/ou os tratamentos térmicos e mecânicos influenciam as propriedades finais do material.

Neste projeto, pretende-se desenvolver um estudo detalhado de uma liga ternária Al-Mg-Si (especificamente 6201). Objetiva-se contribuir por meio de estudo precipuamente experimental, para a compreensão da influência da microestrutura e dos espaçamentos microestruturais na fadiga em condição uniaxial.

## 1.2 METODOLOGIA

A primeira etapa desse trabalho consiste na produção de um lingote da liga em estudo a partir de fios do cabo de condução de energia elétrica da fabricante *Nexans*, os quais foram obtidos do laboratório de cabos localizado do SG-9 da Universidade de Brasília. Os fios do cabo foram segregados e colocados em um cadinho de grafite, em seguida foram introduzidos no forno tipo mufla a uma temperatura apropriada para a total liquefação do material.

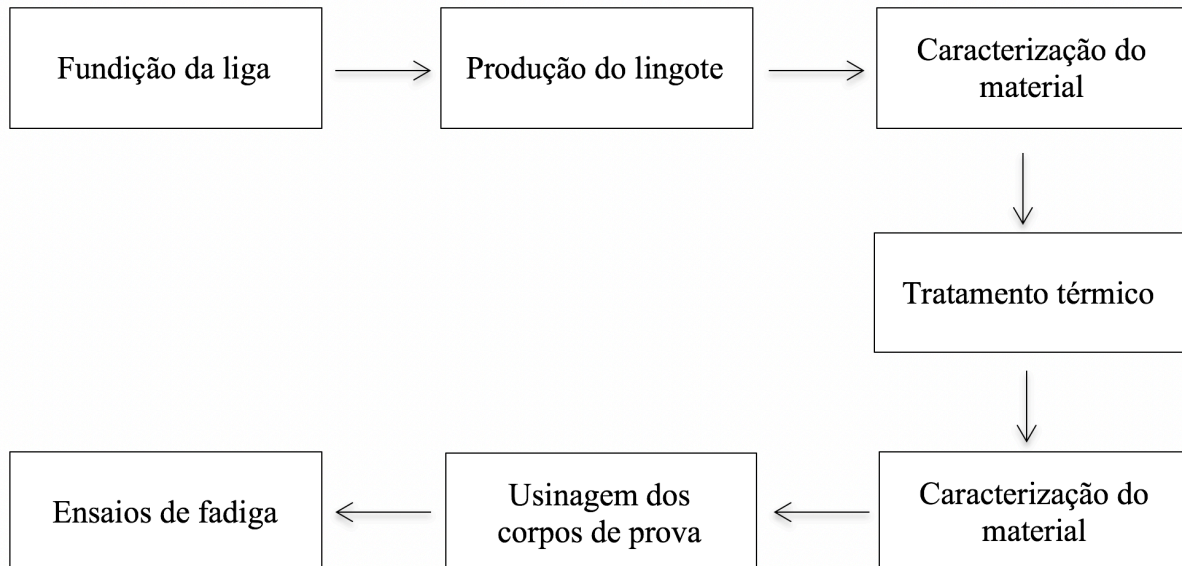


Figura 1.1 - Fluxograma do projeto, elaborado pelo autor

A Figura 1.1 apresenta todas as etapas deste projeto. Cada uma dessas fases será mais detalhada no capítulo 3.

O lingote foi produzido a partir da solidificação unidirecional. Este foi dividido em

formato matricial de colunas e linhas. Esta divisão tem o intuito de separar as regiões do lingote de forma apropriada para uma caracterização com relação à localização dos corpos de prova e das amostras no lingote.

Em seguida, o lingote foi fatiado em fatias verticais. Os cortes das amostras para as microestruturas foram no centro do lingote, evitando a perda de direcionalidade da estrutura devido à fuga de calor pelas paredes laterais da lingoteira, nos sentidos longitudinais e transversais ao fluxo de calor (ROSA, 2007).

Da fatia central, foram obtidas dez amostras. Cinco dessas amostras foram mantidas no estado em que se encontram no lingote solidificado unidirecionalmente; as outras cinco amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial a patamar único, em um forno tipo mufla, com o intuito de realizar um ensaio acumulado de aquecimento. Tal ensaio tem o intuito de simular as condições de precipitação.

A segunda etapa deste projeto procura identificar a relação entre a microestrutura e a fadiga, analisando quais estruturas do material que propiciam um acréscimo ou decréscimo da vida em fadiga dos corpos de prova. Para tal, primeiramente o Microscópio Confocal foi utilizado para medição do tamanho de grão em relação à altura da amostra com a chapa molde da lingoteira. Em seguida, as amostras foram submetidas a ensaios de dureza.

A terceira etapa foi a avaliação das propriedades do tipo de falhas dos corpos de provas usinados do lingote, e a partir da comparação desses valores observar possíveis variações nas propriedades mecânicas em relação à posição do corpo de prova no lingote. Os corpos de prova são fadigados até a ruptura em uma máquina hidráulica uniaxial. Obteve-se múltiplos corpos de prova do lingote, com o intuito de obter o maior número possível de ensaios válidos, para que possa ter uma caracterização da liga apropriada.

### **1.3 OBJETIVOS GERAIS**

Este projeto tem o intuito expandir o conhecimento na área de ligas de alumínio ao averiguar o comportamento a fadiga da liga 6201 solidificada em laboratório, mediante tratamento térmico de envelhecimento.

### **1.4 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

O que se pretende obter não se trata de uma curva característica de vida a fadiga (curva S-N ou curva de Wöhler), mas sim a verificação de como a microestrutura interfere no material em questão com relação à vida quando submetido a ensaio de fadiga. Deste modo, a

análise da microestrutura das amostras se faz necessária e essencial para a caracterização adequada da falha.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo foram apresentados conceitos introdutórios sobre o material em estudo e os procedimentos adotados, que são base para a avaliação dos resultados obtidos, construção das discussões e conclusões deste projeto. Ainda, neste capítulo, é apresentada uma introdução de conceitos que abarcarão todo o corpo deste presente projeto.

Primeiramente, faz-se necessário um breve resumo acerca do material alumínio (puro e ligado) e suas propriedades básicas. Em seguida, é oportuno uma introdução a conceitos básicos de tratamentos térmicos, com ênfase em precipitação, e conceitos básicos de fadiga.

### 2.1 ALUMÍNIO

O alumínio carrega o título de segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, atrás apenas do silício. Esse fato torna o alumínio um material de baixo custo pela aplicação básica do princípio econômico da oferta e procura. Por isso é um dos metais mais consumidos. A aplicação de alumínio e suas ligas mostra-se bastante versátil: indústria automotiva, construção civil, linhas aéreas de transmissão, distribuição de energia, entre outros.

O alumínio, além da abundância, apresenta uma característica que o torna muito atrativo para indústria automotiva e de construção civil principalmente, ele possui uma excelente relação peso/resistência. Além disso, sua aplicação no uso para confecção de cabos de alta condutividade baseia-se na condutividade elétrica relativamente alta (ASM, 1992).

A Tabela 2.1 apresenta os dados do alumínio em comparação a outros elementos comumente utilizados em aplicações similares.

Tabela 2.1 – propriedades de materiais, adaptada (ASM, 1992)

Propriedade	Alumínio	Aço-carbono	Ligas de aço	Aço inoxidáveis	Cobre
Massa específica (1000 kg/m <sup>3</sup> )	2,6-2,8	7,85	7,85	7,75-8,1	8,92
Módulo de elasticidade (MPa)	69	190-210	190-210	190-210	110-128
Resistividade Elétrica (10 <sup>-9</sup> Wm)	28,2	130-1250	210-1251	75,7-1020	17
Ponto de fusão (°C)	660	1426-1538	-	1371-1454	1357
Coefficiente de Poisson	0,33	0,27-0,30	0,27-0,30	0,27-0,3	0,34
Calor específico (J/kg.K)	938	450-2081	452-1499	420-500	385
Tensão de Ruptura (MPa)	230-570	276-1882	758-1882	515-827	-
Condutividade Térmica (W/m.K)	150-180	24,3-65,2	26-48,6	11,2-36,7	401
Expansão Térmica (10 <sup>-6</sup> /K)	20,4-25	11-16,6	9-15	9-20,7	16,5
Tensão de Escoamento (MPa)	215-505	186-758	366-1793	207-552	70

Obtém-se da Tabela 2.1 as características do alumínio que justificam sua larga

aplicabilidade, tais como baixa massa específica (2,6-2,7 g/m<sup>3</sup>), condutividade elétrica e térmica altas, baixo ponto de fusão, resistência à corrosão e elevada ductilidade. Além desses fatores, uma das suas características mais atrativas, aliada à resistência à corrosão, é o fato de o alumínio não ser tóxico, o que o permite que seja empregado na produção de embalagens/recipientes de produtos alimentares (KISSEL et al., 2002).

### 2.1.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

Além da aplicação do alumínio puro, este elemento pode ser associado a diversos outros elementos formando ligas metálicas cuja matriz é o próprio alumínio, expandindo ainda mais a versatilidade deste material. A razão da produção de ligas, dá-se pela procura de característica que a matriz, por si só, não possua. A Figura 2.1 traz uma ilustração dos principais elementos com os quais o alumínio pode ser ligado.

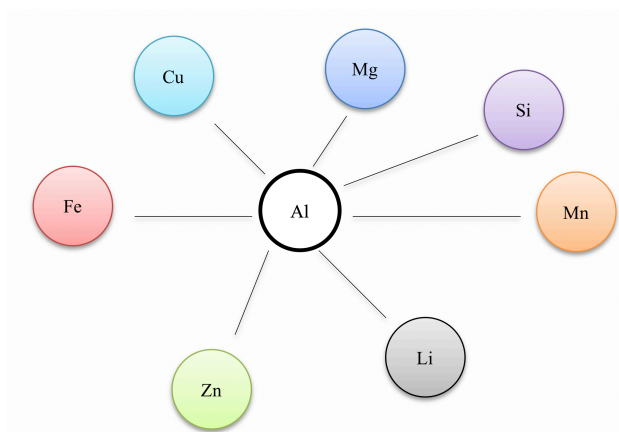


Figura 2.1 – principais elementos de liga para o alumínio, elaborado pelo autor

As propriedades das ligas de alumínio dependem da interação entre a composição química e a microestrutura desenvolvida durante o processo de solidificação, os tratamentos térmicos e, para ligas de trabalho mecânico, do processo de deformação.

Além das propriedades mecânicas, apesar do alumínio puro possuir relativa alta resistividade à corrosão, devido à presença de um filme de óxido de alumínio protetor, a resistência à corrosão é inversamente proporcional ao teor de elementos de liga adicionados. Por isso, têm sido desenvolvidos tratamentos térmicos para aumentar a resistência à corrosão de materiais com elevados teores de elementos de liga (SMITH, 1996).

O alumínio e suas ligas podem ser segregados em dois grupos: ligas de conformação plástica e ligas de alumínio para fundição. Os grupos são ainda subdivididos em classes de acordo com a composição (Figura 2.2). As ligas de alumínio para trabalho mecânico dividem-se em dois grupos: ligas tratáveis termicamente; ligas não tratáveis termicamente.



As ligas de alumínio que podem ser tratadas termicamente são passíveis de melhorias de suas propriedades mecânicas através do processo de aplicação de calor. As ligas de alumínio que não podem ser tratadas termicamente não podem ter suas propriedades mecânicas alteradas com o uso do calor, sendo apenas passíveis de tratamentos a frio.

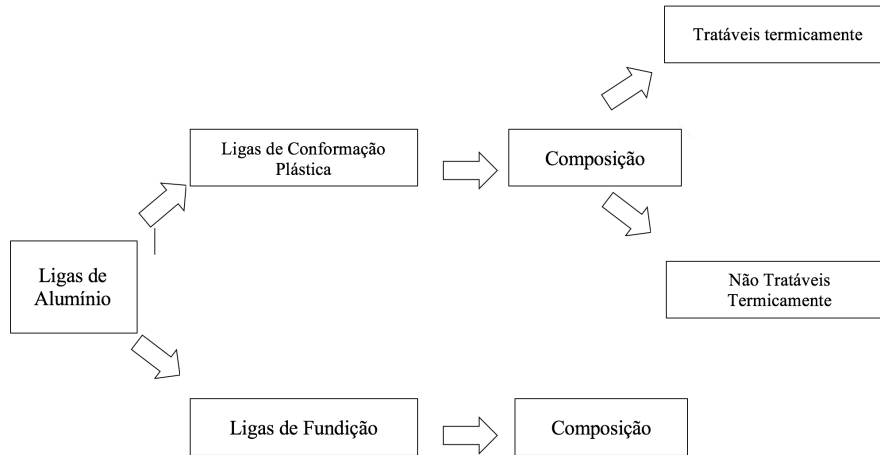


Figura 2.2 – ligas de alumínio, elaborado pelo autor

Quanto a composição, as ligas de alumínio recebem numeração específica de acordo com os elementos adicionados, conforme consta da Tabela 2.2. Segundo Kissel et al. (2002), uma configuração de quatro dígitos é designada para o registro de cada liga. O primeiro dígito indica o elemento primário de liga, que é base para um grupo de ligas com propriedades similares, o segundo dígito é designado para explicitar modificações na liga original. Os dois últimos dígitos são arbitrários e indicam uma liga específica numa série.

Tabela 2.2 – numeração das ligas de alumínio, adaptada (Kissel *et al.*, 2002)

Número de série	Elemento(s) de liga	Termicamente tratável
<b>1XXX</b>	Al puro	Não
<b>2XXX</b>	Cu	Sim
<b>3XXX</b>	Mn	Não
<b>4XXX</b>	Si	Sim
<b>5XXX</b>	Mg	Não
<b>6XXX</b>	Mg e Si	Sim
<b>7XXX</b>	Zn	Sim

### 2.1.1.1 LIGA 6201

A liga em estudo, 6201, tem como composição básica: alumínio, magnésio e silício,

pertencendo ao grupo de ligas para conformação plástica e passíveis de tratamento térmico.

Estas ligas não apresentam propriedades mecânicas tão elevadas como as suas congêneres das séries 2xxx e 7xxx. Todavia, revelam boa conformação e boa resistência à corrosão, aliadas à média resistência mecânica. O magnésio e o silício têm como principal intuito a formação de precipitados endurecedores,  $Mg_2Si$ , e estão presentes nas ligas em quantidade suficiente para promover a formação destes precipitados (ASM, 1992; TOTTEN et al., 2006). Outros elementos de liga podem estar presentes, e quase sempre são resultados de impurezas que contaminam a liga durante seu processo de fabricação.

O diagrama de fase da liga em estudo (Figura 2.3) mostra a influência que os elementos de liga magnésio e silício tem sobre o ponto de fusão do alumínio. É possível observar que as faixas de concentração permitidas para fabricação de condutores com a liga 6201 atuam de maneira a diminuir o ponto de fusão do alumínio puro (Figura 2.4).

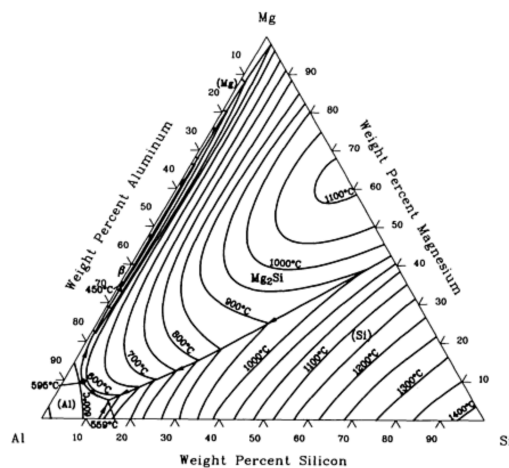


Figura 2.3 – diagrama de fases ternário da liga Al-Mg-Si (ASM Metals Handbook Volume 3, 1992)

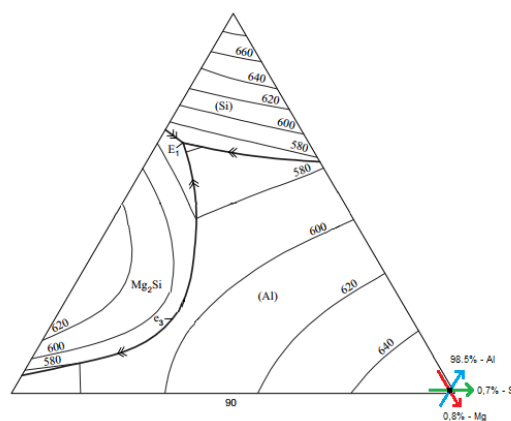


Figura 2.4 – diagrama ternário de ligas Al-Mg-Si com concentrações da liga 6201 (Kumar, 2004)

Na Figura 2.5 são apresentadas partes parciais da projeção das linhas *liquidus*, *solidus* e *solvus* relativas ao diagrama do sistema pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si. A correta análise deste

diagrama é crucial para a compreensão do princípio de precipitação, neste caso do precipitado  $Mg_2Si$ .

O diagrama apresentado é um pilar fundamental para a definição dos tratamentos térmicos a seguir, particularmente na seleção da temperatura de solubilização. Tomando como exemplo uma liga com teor de  $Mg_2Si$  levemente inferior a 1,0%, a temperatura de solubilização deverá ser de aproximadamente 500 °C. A região monofásica  $\alpha$ , delimitada entre a linha de solvus e a linha de solidus, corresponderá a um estado de solubilização total. Geralmente, é a partir deste estado que se obtêm as características mecânicas máximas, após tratamento de envelhecimento (MAIA, 2012).

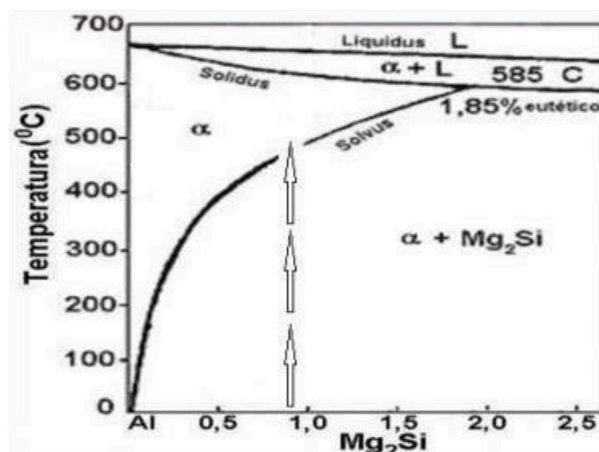


Figura 2.5 – diagrama pseudo-binário Al- $Mg_2Si$  (QUADRO *et al.*, 2012)

## 2.2 PROCESSO DE LINGOTEAMENTO

No estudo experimental dos fenômenos da solidificação, a técnica da solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada para a caracterização de aspectos da macroestrutura, da microestrutura e de análise da segregação de soluto. Esta é uma técnica extremamente útil na determinação de relações quantitativas entre aspectos da microestrutura, como os espaçamentos interdendríticos e as variáveis térmicas da solidificação, já que permite analisar a influência de cada variável de forma independente, e permite um mapeamento experimental de parâmetros microestruturais em um espectro mais amplo da amostra solidificada (ROSA, 2007).

Este projeto envolve a análise da microestrutura proveniente do processo de solidificação unidirecional ascendente (Figura 2.6)

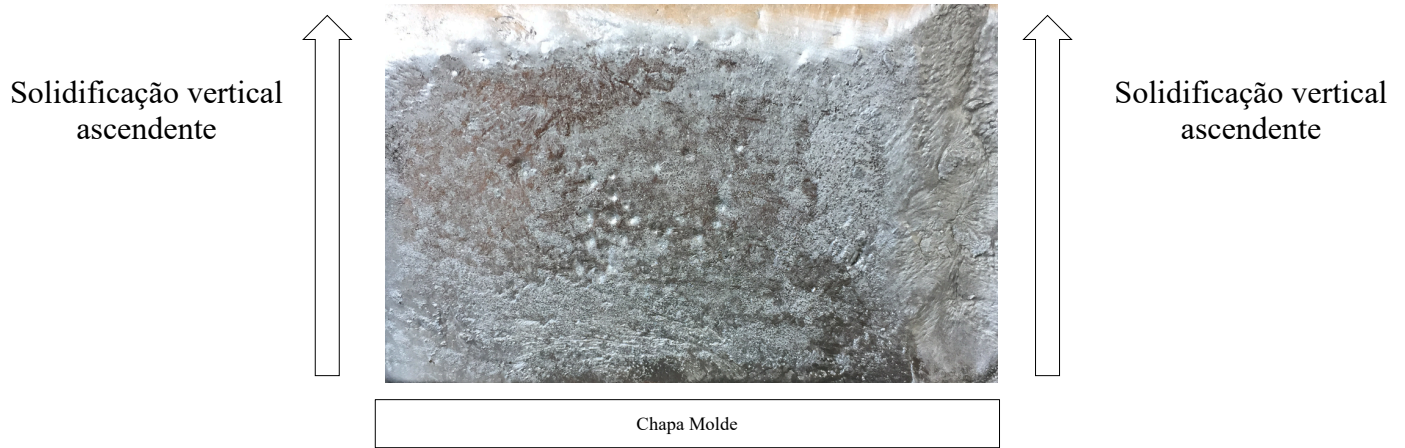


Figura 2.6 – solidificação unidirecional vertical ascendente

A macroestrutura da liga, na solidificação, é definida a partir da formação de núcleos sólidos que dão origem aos grãos cristalinos e dendritas. Segundo Duarte (2016), as estruturas de solidificação são: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial. Na primeira zona há o contato da liga fundida líquida com o metal da chapa molde quando do vazamento e ocorre a formação de uma camada de grãos sem orientações e pequenos. Na segunda zona é constituída por grãos alongados e alinhados à direção do fluxo de calor, em que núcleos tendem a crescer mais rapidamente, bloqueando o crescimento dos grãos da zona coquilhada. Na terceira zona, há a constituição de grãos cristalinos equiaxiais sem orientação preferencial.

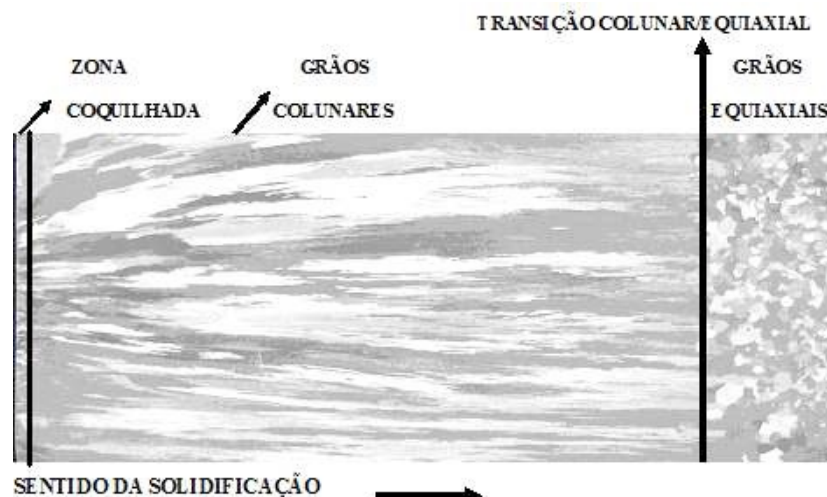


Figura 2.7 – zonas características do processo de solidificação unidirecional (Goulart, 2010)

## 2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O método mais comum de se alterar as propriedades e microestruturas é por meio de tratamento térmico, que pode ser definido como sendo qualquer operação de aquecimento ou resfriamento que tem o propósito de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura

metalúrgica ou os estados de tensão residual.

No caso de ligas de alumínio, nem todas são passíveis de serem submetidas a tratamentos térmicos. Como foi especificado no item 2.2.1 deste projeto, apenas as ligas das séries 2XXX, 4XXX, 6XXX e 7XXX podem ter suas propriedades mecânicas alteradas por meio de tratamento térmico. O restante só pode ser obtido mediante trabalho mecânico e conseqüentemente encruamento (ASM Vol.4, 1991).

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

Tabela 2.3 – simbologia do estado dos materiais, adaptado (Tottem *et al.*, 2003)

Classificação	Estado
F	Bruto de vazamento
O	Recozido
H	Encruado
W	Solubilizado
T	Tratado termicamente

A liga em estudo pertence à série 6XXX (tratável termicamente – T). A letra T é sucedida de um ou mais dígitos indicadores da sequência dos tratamentos realizados. Dentre os vários tipos de tratamentos térmicos existentes, um bastante utilizado para ligas de alumínio é o de endurecimento por precipitação, no qual é possível observar um notável aumento na dureza durante os estágios iniciais de precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada. Tal endurecimento é chamado de envelhecimento, pois é fruto natural do tempo sobre os materiais.

## 2.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O envelhecimento artificial é uma das técnicas mais empregadas no endurecimento de ligas de alumínio de alta resistência, o que favorece a precipitação dos elementos de liga, aumentando a resistência e dureza do material (CALLISTER, 2000).

A resistência e dureza de ligas metálicas podem ser melhoradas pela formação de partículas extremamente pequenas e uniformemente dispersas de uma segunda fase no interior da matriz original. Dada a composição e o diagrama de fases da liga, este processo envolve o

aquecimento do material a uma temperatura cujas taxas de difusão tornam-se apreciáveis (CALLISTER, 2012). A liga é deixada por tempo suficiente até que haja difusão das fases.

Segundo VAN VLACK (1984), em linhas gerais, o processo de precipitação envolve o tratamento de solubilização com têmpera para supersaturar a solução sólida e seguido de envelhecimento. O envelhecimento pode ser classificado como natural ou artificial. Caso a amostra esteja então à temperatura ambiente, trata-se de envelhecimento natural; se for reaquecida a uma temperatura em que a precipitação ocorra mais rapidamente trata-se de envelhecimento artificial.

O endurecimento por precipitação é obtido mediante dois tratamentos térmicos distintos. O primeiro consiste no aumento de temperatura que objetiva a solubilização completa de um determinado elemento de liga na matriz metálica, formando uma solução monofásica. Logo após a completa solubilização desse elemento a liga é submetida a um rápido resfriamento (têmpera) de tal forma que as moléculas formadas pela inoculação do elemento de liga não possam se reagrupar. Ao final desse processo se tem uma solução sólida supersaturada, a qual proporciona pouca resistência à movimentação das discordâncias acarretando em uma liga com relativamente pouca resistência à tração e baixa dureza.

O segundo tratamento térmico é de fato o envelhecimento artificial da liga, que consiste no reaquecimento da solução sólida supersaturada até uma temperatura menor que a utilizada na etapa anterior, durante um certo período de tempo que varia de liga para liga e com o objetivo final do tratamento.

O envelhecimento artificial atua fornecendo energia ao sistema a uma taxa controlada, possibilitando a difusão dos elementos de liga que aos poucos vão se aglomerando e formando novas fases, até finalmente formar precipitados que aumentam de tamanho de acordo com o tempo de envelhecimento.

A Figura 2.8 apresenta o comportamento de uma típica liga passível de endurecimento por precipitação. À medida que o envelhecimento é prolongado a resistência da peça aumenta, até chegar a um patamar máximo entre “a” e “b”, após esse patamar a liga passa por uma redução em sua resistência conhecida como superenvelhecimento, Callister (2000).

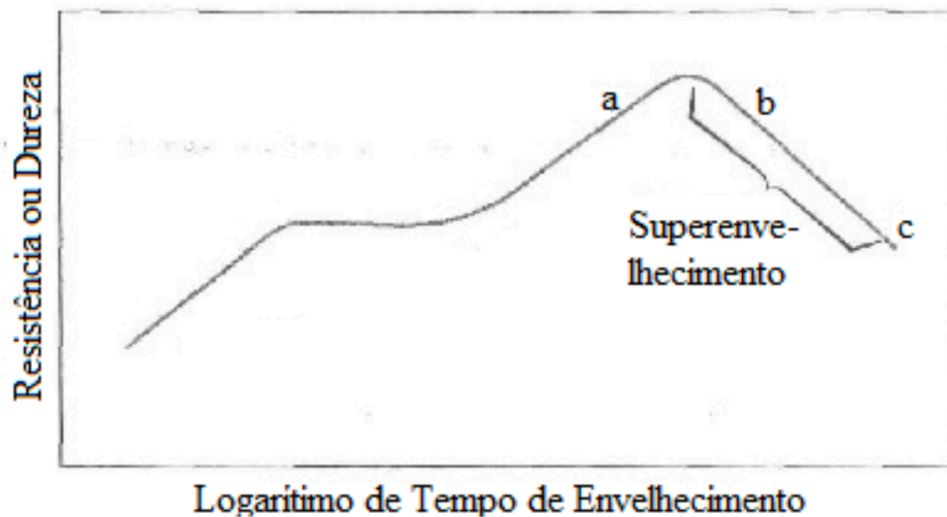


Figura 2.8 – comportamento típico de uma liga envelhecida artificialmente (CALLISTER, 2000)

Durante um tratamento térmico por precipitação fases de transição são formadas em um primeiro estágio, a natureza das partículas e do formato dessas fases influenciam as propriedades mecânicas da liga. À medida que mais átomos do elemento de liga se ligam a uma fase ela cresce, até formar um precipitado. Tal fenômeno é ilustrado na Figura 2.9. O efeito do aumento de resistência e de endurecimento resultam das partículas das inúmeras fases de transição metaestáveis e dos precipitados (Callister, 2000).

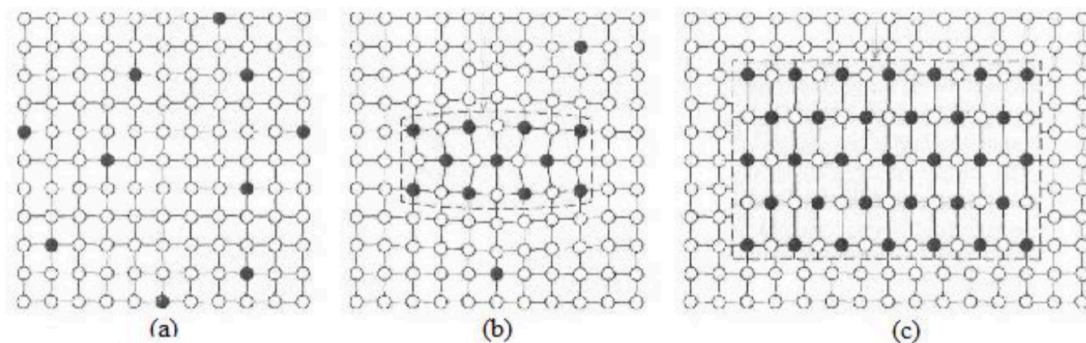


Figura 2.9 – representação esquemática dos estágios do processo de formação do precipitado: (a) Solução sólida supersaturada; (b) Formação de uma fase metaestável de transição; (c) Precipitado em equilíbrio dentro da matriz (CALLISTER, 2000)

A precipitação cria uma distorção no contorno e no interior das fases, de forma que durante a deformação plástica, os movimentos das discordâncias são efetivamente dificultados, como resultado dessas distorções a liga se torna mais dura e mais resistente. Tal fenômeno faz com que mais energia seja gasta no processo de forçar que essas discordâncias caminhem através da fase ou a contornem (KARABAY, 2007).

Karabay (2007) faz uma distinção entre os tipos de precipitado que se formam durante o envelhecimento artificial e o superenvelhecimento da liga. Como apresentado na Figura

2.10, após um certo período de tratamento a liga começa a se fragilizar, isso ocorre devido ao crescimento exagerado dos precipitados durante o superenvelhecimento do material.

O processo inicial de envelhecimento resulta de elementos que se difundiram em fases coerentes, como apresentado na Figura 2.10a. Fases coerentes são aquelas que distorcem a rede cristalina, mas que ainda estão completamente conectadas ao restante da estrutura da matriz. Precipitados que cresceram demais devido a alguma parcela de superenvelhecimento formam fases incoerentes, que praticamente não estão conectadas ao restante da rede cristalina (Figura 2.10c.), atuando no sentido de fragilizar o material, uma vez que não impedem o deslocamento das discordâncias assim como uma fase coerente (KARABAY, 2007).

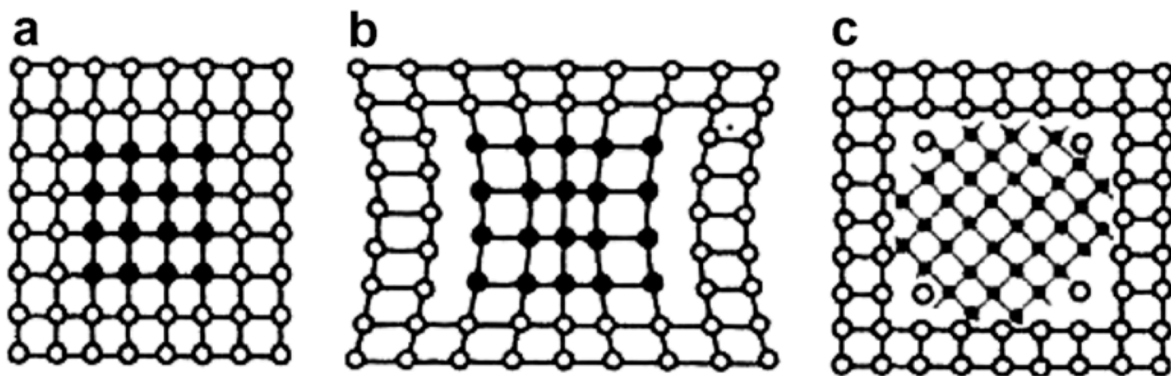


Figura 2.10 – estágios do endurecimento por precipitação da liga Al-Mg-Si: (a) Precipitados coerentes; (b) Precipitados semi coerentes; (c) Precipitados incoerentes formados devido ao excesso de envelhecimento (Karabay, 2007)

O valor da dureza alcançada pela amostra da liga de alumínio depende da presença de partículas de outras fases, da sua distribuição, tamanho e conseqüentemente da coerência destas partículas na matriz. Repise-se: o endurecimento por precipitação envolve etapas de solubilização a elevada temperatura, têmpera e envelhecimento.

#### 2.4.1 SOLUBILIZAÇÃO

A solubilização consiste no aquecimento da amostra de alumínio a uma temperatura elevada, próxima à temperatura da linha liquidus (TL), de tal modo que, com o aumento dos coeficientes de difusão com a elevação da temperatura, outras fases sofram dissolução, possibilitando que os elementos presentes nestas fases entrem em solução sólida na estrutura cristalina do alumínio (REINKE, 2017).

Após a solubilização, a amostra é resfriada a altas taxas de arrefecimento, no processo denominado têmpera, fazendo com que os elementos precipitados se mantenham diluídos na matriz de alumínio em solução sólida mesmo à temperatura ambiente (Figura 2.11).



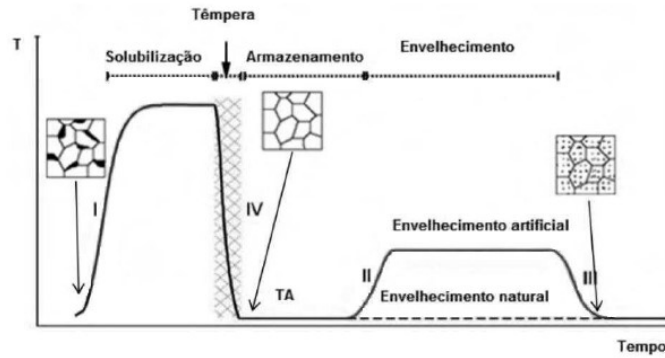


Figura 2.11 – endurecimento por precipitação (MARTINS, 2008)

Quando um resfriamento rápido em água é feito, é possível manter a solução sólida supersaturada à temperatura ambiente. Posteriormente, a manutenção do material por tempos mais longos à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura mais elevada em tempos mais curtos (envelhecimento artificial) leva à formação de precipitados cuja finalidade é o endurecimento do material (REINKE, 2017).

A taxa de resfriamento após o processo de solubilização é de fundamental importância, pois um arrefecimento de maneira lenta dá início à nucleação e crescimento dos precipitados de  $Mg_2Si$ , neste caso, no contorno de grão. Uma taxa de resfriamento rápida após o processo de solubilização, irá reter a maior parte do Mg e Si em solução e produzir precipitados finos e uniformemente distribuídos após envelhecimento.

Para que se atinjam boas propriedades de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão, é desejável que o processo de difusão seja atrasado e que os elementos de liga sejam mantidos em solução sólida supersaturada (SSSS) até à liga estar envelhecida (MAIA, 2012; Figura 2.10).

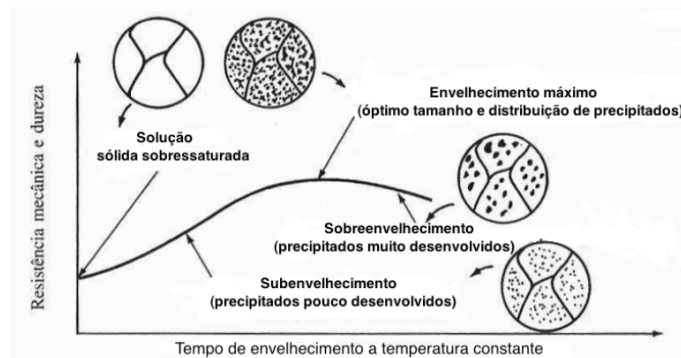


Figura 2.12 – relação entre as propriedades mecânicas e o tempo de envelhecimento (MAIA, 2012)

## 2.5 FADIGA

Segundo ASTM (*American Society for Testing and Materials*), “Fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem, em um ponto ou em vários pontos, tensões dinâmicas,

capazes de culminar em trincas ou em uma fratura completa após um número suficiente de variações de carga” (FADEL, 2010 *apud* ASTM, 1996).

Ainda, fadiga pode ser tipificada como uma falha mecânica, causada primeiramente pela aplicação repetida de carregamentos (tensões ou deformações) variáveis, sendo caracterizada por duas etapas bem definidas: geração e propagação lenta e gradual de trincas e consequente ruptura e (colapso) do componente. É um fenômeno complexo, dependendo de diversos fatores, tais como o nível de carregamento, a geometria, a microestrutura, os fatores ambientais (temperatura, umidade) e processos referentes à fabricação (tensões residuais, acabamento superficial, defeitos, etc.) (REINKE, 2017).

O fenômeno denominado fadiga foi observado pela primeira vez em meados de 1800 em aços dúcteis de eixos de vagões ferroviários que apresentavam falhas após curto período em serviço, com fraturas frágeis e repentinas. Alguns elementos de máquinas podem, portanto, falhar sob a ação de tensões repetidas ou flutuantes, com valores abaixo da tensão de escoamento ou do limite de resistência à tração. Ainda mais quando se observa os acontecimentos do período, com a revolução industrial e a alta demanda por máquinas, o efeito da fadiga tornou-se mais significativo e o seu estudo passou a ser tratado com mais interesse.

No início do século XIX, o engenheiro alemão August Wöhler realizou os primeiros estudos formais sobre a investigação do que estava sendo denominado à época de falha por fadiga, testando em laboratório, eixos até a falha sob carregamento alternado. Foram efetuados ensaios variando-se os níveis de tensão com o tempo e traçando-se o gráfico com amplitude de tensão versus o número de ciclos até a falha. Identificou-se nestes ensaios a tensão limite de resistência à fadiga para aços, que representa um nível de tensão mínima abaixo da qual não ocorre a ruptura por fadiga (ABRAHÃO et al., 2008). O gráfico obtido denomina-se curva de Wöhler ou curva S-N. Desde então, este procedimento é largamente utilizado para a determinação da resistência à fadiga de materiais.

Existem três estágios para a falha por fadiga (SHIGLEY, 2005), sendo elas: (i) nucleação da trinca, (ii) propagação da trinca ou crescimento macroscópico e (iii) ruptura. A Figura 2.13 apresenta uma representação gráfica desses três estágios.



Figura 2.13 – representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (FADEL, 2010)

De um modo geral, para que a fadiga ocorra são necessários três fatores atuantes: solicitações cíclicas, solicitações de tração e deformação plástica localizada. A falha por fadiga ocorre devido a nucleação e propagação de defeitos em materiais devido a ciclos alternados de tensão/deformação. Inicialmente as tensões cisalhantes provocam um escoamento localizado gerando intrusões e extrusões na superfície, o que aumenta a concentração de tensões dando origem a uma descontinuidade inicial. À medida que esta descontinuidade aumenta pode se propagar gerando uma “trinca de fadiga” cujo tamanho amplifica-se progressivamente até a fratura do componente (LEE et al., 2005).

A classificação desses de ciclos de tensão de fadiga pode ser feita, dentre outras condições, em ciclos com amplitude de tensão constante (Equações 1 a 6) como o exemplificado na Figura 2.10.

Faixa de tensão: 
$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (1)$$

Tensão alternada: 
$$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2)$$

Tensão média: 
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3)$$

Tensão máxima: 
$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_m + \sigma_a \quad (4)$$

Tensão mínima: 
$$\sigma_{m\acute{i}n} = \sigma_m - \sigma_a \quad (5)$$

Ainda a tensão pode ser definida em termos da razão de tensões (R):

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (6)$$

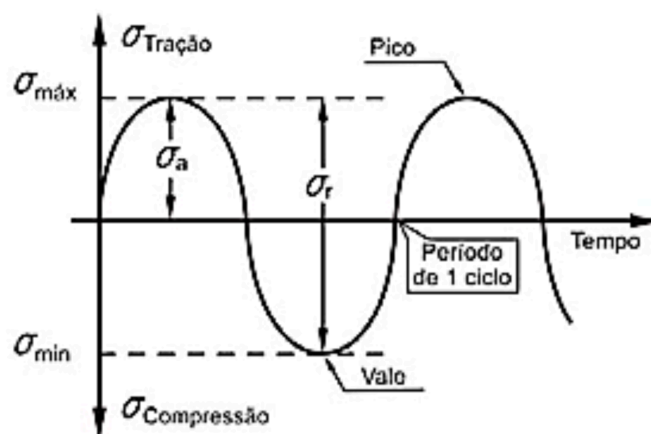


Figura 2.14 – fadiga com ciclos de amplitude constante (GARCIA *et al.*, 2000)

A fadiga representa a causa de 80 a 90% de todas as falhas estruturais e pode ser reduzida em 29% através de aplicação de tecnologia atual (Battelle, 1982; apud Halfpenny, 2010). Seu estudo é, então, de extrema importância para projetos de máquinas e estruturas.

Normalmente utilizam-se critérios de projeto para evitar que a falha ocorra ou aqueles os quais permitem a operação em presença de falha dentro de limites de segurança (o componente é substituído bem antes da falha catastrófica).

Assim surgem métodos clássicos de previsão da vida de componente sob esforços cíclicos, como o projeto para vida segura, e sob esforços aleatórios, consiste em métodos de contagem de ciclos e utilização de teorias de processos estocásticos acoplados a teorias de acúmulo de dano de fadiga. Sendo a previsão final do dano extremamente complexa, não só pelas dificuldades na obtenção de dados e seleção de modelos, como por esta previsão ser influenciada por incertezas oriundas das estimativas dos parâmetros necessários para descrever os modelos.

## 2.6 ANÁLISE ESTATÍSTICA

A utilização de modelos probabilísticos e do método estatístico para uma análise geral ou aprofundada de dados se tornou uma prática recorrente em áreas tecnológicas e científicas (DEVORE, 2006). Quaisquer resultados obtidos através de experimentações em laboratório está sujeito a incertezas e variações. O erro intrínseco aos instrumentos de medição e às variantes que estão presentes nos objetos de análise, são os principais fatores que geram discordâncias nos resultados obtidos. A estatística fornece ferramentas para separar os efeitos sistemáticos dos aleatórios, presentes em todos os dados obtidos por medições. Através dessa separação, um padrão de variação começa a ficar evidente e a partir daí conclusões sobre o estudo podem ser tiradas.

### 2.6.1 VARIÁVEIS ALEATÓRIAS

De acordo com Shigley (2005), um ensaio de fadiga que objetiva, dentre outras coisas, descobrir a curva S-N, é considerado um experimento aleatório, uma vez que os espécimes selecionados são escolhidos ao acaso. É esperado que os valores obtidos variem entre cada espécime individual submetida ao ensaio. Essa discordância se deve principalmente pela impossibilidade de se fabricar corpos de prova com materiais perfeitamente homogêneos, ou exatamente do mesmo tamanho e resistência. A resistência obtida por esse tipo de experimento é chamada de variável aleatória, pois seu valor é determinado por um experimento aleatório.

### 2.6.2 MÉDIA ARITMÉTICA

A média aritmética é uma medida de tendência central dos valores medidos. A média de qualquer resultado  $x$  obtido de uma amostra com  $N$  elementos pode ser calculada pela equação 7:

$$\bar{x} = \frac{x_1 + x_2 + x_3 + \dots + x_N}{N} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i \quad (7)$$

### 2.6.3 DESVIO-PADRÃO

O desvio-padrão é a medida mais comum da dispersão estatística. Ele representa o quanto há de variação das medidas coletadas em relação à média.

Para qualquer variável aleatória  $x$ , o desvio da  $i$ -ésima observação, em relação à média  $\bar{x}$ , é definido como  $x_i - \bar{x}$ . Para que a soma desses desvios não resulte em zero, eles são elevados ao quadrado. O desvio-padrão é definido pela equação 8:

$$S_x = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \quad (8)$$

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são explicitados os materiais e métodos utilizados neste projeto, quais

sejam fundição da liga, tratamento térmico, macroestrutura, microestrutura, dureza e os procedimentos adotados nos ensaios de fadiga.

### **3.1 OBTENÇÃO DA LIGA**

A liga utilizada para este projeto não foi confeccionada em laboratório, mas foi obtida a partir da liga 6201 900 KCM 37F, cuja composição principal é Alumínio, Magnésio e Silício (Al-Mg-Si). Trate-se de uma liga utilizada em circuitos aéreos em que seja necessário resistência mecânica e resistência à corrosão.

A obtenção do material deu-se a partir de cabos de alta tensão disponíveis no laboratório de cabos da Universidade de Brasília. Trata-se de um cabo do fabricante Nexans. Os fios que compõem o cabo foram colocados no cadinho e, em seguida, no forno tipo mufla para fundição.

### **3.2 FUNDIÇÃO DA LIGA**

No processo de fundição da liga foi utilizado um cadinho de grafite revestido com cimento a base de fibra cerâmica sílico-aluminosa (“alumina”). Admite-se que o cadinho não interfira nas propriedades químicas na liga, ou seja, as chances de contaminação são tão reduzidas que pode ser desconsiderada a possibilidade de acometimento do material.

Segundo Callister (2012), os pontos de fusão dos principais elementos da liga são: 660,4°C (Al), 649°C (Mg), 1410°C (Si). Em procedimento experimental, foi obtido o ponto de recalescência (650°C). Recalescência é o fenômeno relacionado ao balanço do calor extraído e o calor latente de solidificação, trata-se de um ponto específico da curva de resfriamento da liga em que há uma pequena elevação na temperatura, em oposição à tendência de caimento, seguida de um patamar isotérmico em que ocorre a transformação de líquido para sólido. A temperatura em que acontece este fenômeno é denominada temperatura Liquidus (TL).

Os fios do cabo foram colocados no cadinho (Figura 3.1) e então dentro do forno tipo mufla (fabricante Linn High Therm, Figura, 3.2) por 3 horas à 900°C até que fosse obtido um estado líquido uniforme.



Figura 3.1 – fios do cabo colocados no cadinho de grafite revestido com “alumina”



Figura 3.2 – forno tipo mufla, fabricante *Linn High Therm*

A liga foi então vertida na lingoteira (Figura 3.3). Foram posicionados na lingoteira cinco termopares para verificação da temperatura. Os termopares estavam posicionados a 3,5; 8; 12; 15 e 19 mm da chapa molde (Figura 3.4).



Figura 3.3 – liga vertida na lingoteira

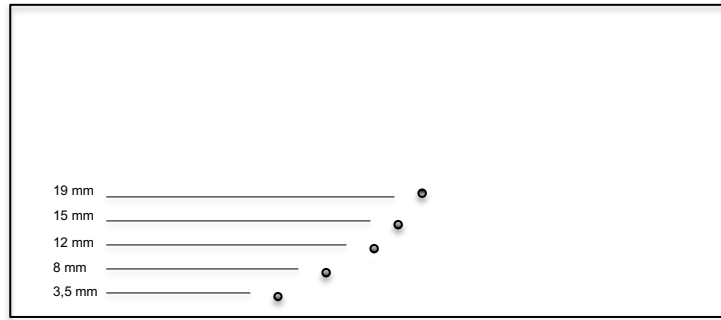


Figura 3.4 – esquema da posição dos termopares na lingoteira

No total foram produzidos dois lingotes, os quais foram submetidos aos mesmos padrões de confecção (taxa de resfriamento e temperatura de vazamento). Os lingotes obtidos foram divididos em esquema matricial de colunas e linhas. Esta divisão teve o intuito de separar as regiões de cada lingote de forma apropriada para uma caracterização com relação à localização dos corpos de prova no lingote (Figura 3.5). Posteriormente, essa marcação também será utilizada na identificação dos corpos de prova (Figura 3.6).



Figura 3.5 – vista frontal do lingote, com as marcações de identificação da posição dos corpos de prova

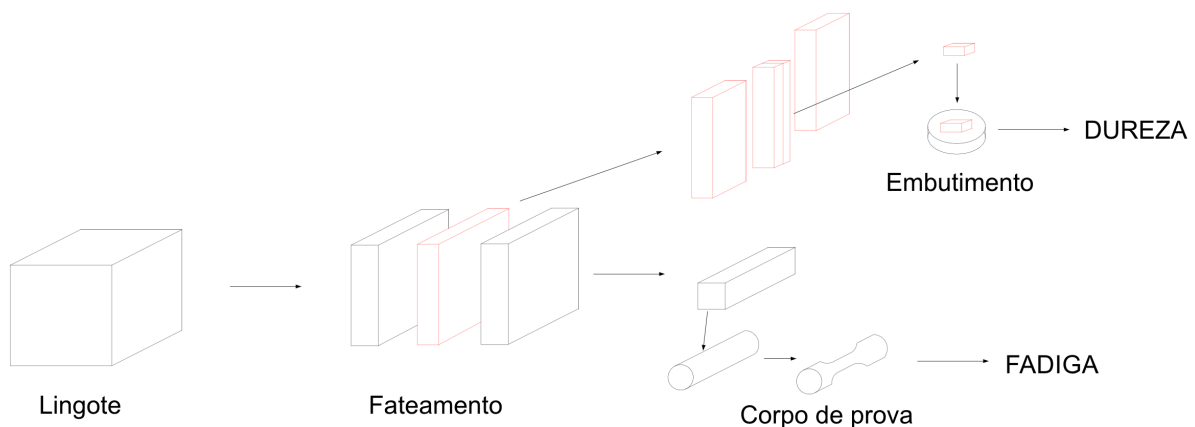


Figura 3.6 – procedimento de secção do lingote



### 3.3 TRATAMENTO TÉRMICO

A solubilização dos corpos de prova e das amostras foi realizada em patamar único a 550°C, no forno Nabertherm com controlador P310 (Figura 3.8) com o intuito de realizar um ensaio acumulado de aquecimento. A temperatura de 550°C foi escolhida por ser indicada como a temperatura aproximadamente em que começa a observar a formação de precipitados (entre 470°C e 570°C), o que atua na fragilização acelerada da liga (Karabay, 2006). Os corpos de prova e as amostras foram mantidos por 3,5 h no forno, sendo utilizadas duas rampas de aquecimento: uma rampa de aquecimento de 30 minutos da temperatura ambiente até 60% da temperatura final – a qual foi mantida por 30 minutos; outra rampa de 30 minutos até a temperatura final e permanência nessa temperatura por mais 2 horas. Fora então realizada têmpera em água.

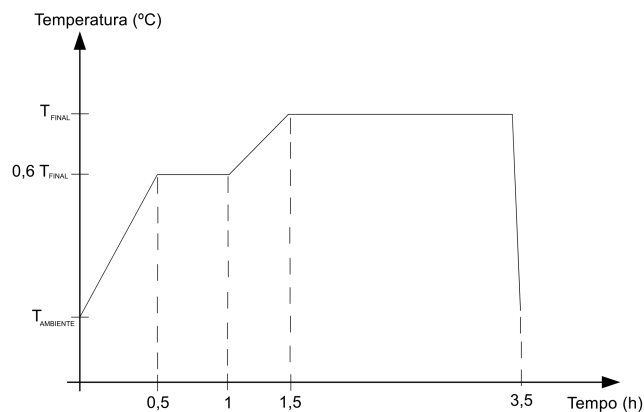


Figura 3.7 – processo de solubilização



Figura 3.8 – forno Nabertherm com controlador P310

O tratamento térmico de envelhecimento deste projeto também foi realizado no forno Nabertherm com controlador P310. Salienta-se que os envelhecimentos artificiais foram

realizados à temperatura de 170°C por 8 horas, com rampa única da temperatura ambiente até a temperatura final, os corpos de prova e as amostras foram submetidos novamente a têmpera.

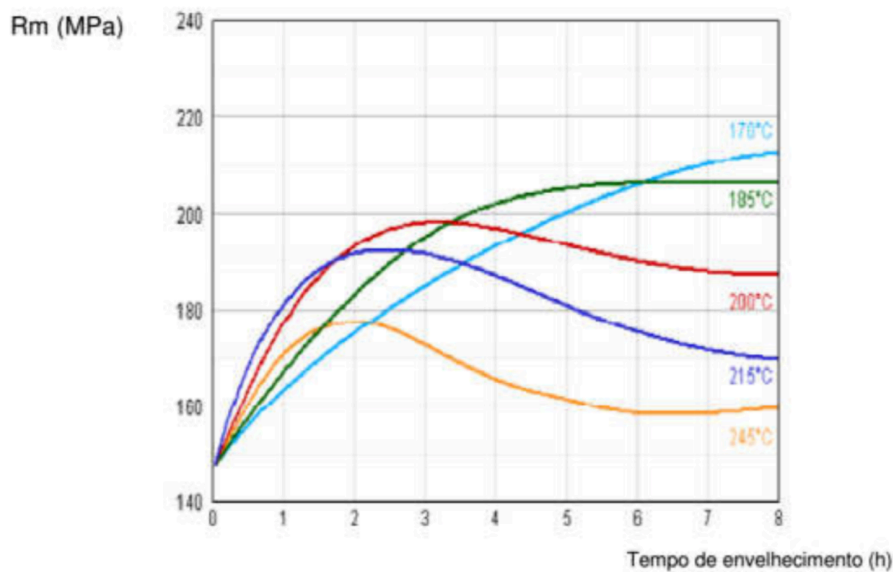


Figura 3.9 – curvas de envelhecimento típicas para várias temperaturas para as ligas da série 6XXX (MARTINS, 2009)

### 3.4 MACROESTRUTURA

A parte central do lingote foi preservada para que fosse realizada a caracterização da liga. Dentre as análises efetuadas, uma delas foi a macroestrutura. Foram utilizadas as lixas de granulometria 220, 400 e 600 para lixamento da face mais interna da fatia. Em seguida, foi realizado o ataque químico com agente químico “Flick” (15 ml HCl, 10 ml HF e 10 ml H<sub>2</sub>O) na face lixada de acordo com ASTM – E 340 (2000). O ataque foi realizado por imersão da amostra em reagente durante 20 segundos e, em seguida, lavada em água corrente

Segundo Gomes (2012), na macrossegregação de materiais policristalinos pode-se identificar três zonas macroestruturais distintas: zona coquilhada; zona colunar e zona equiaxial.

A zona quilhada é formada por uma camada de grãos cristalinos de orientações aleatórias, normalmente de pequenas dimensões, e que são localizados junto às paredes do molde.

Em seguida, tem-se a zona colunar em que os grãos cristalinos são alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor, neste caso, verticais e normais às paredes do molde.

A terceira zona, equiaxial central, é constituída por uma região central de grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando

comparados com os grãos coquilhados.

### 3.5 MICROESTRUTURA

Para verificação da microestrutura, fazem-se necessários alguns procedimentos laboratoriais, dentre eles: embutimento das amostras, lixamento, polimento e ataque químico.

O embutimento tem a função de facilitar os processos subsequentes para verificação da microestrutura e foi necessário neste projeto devido ao tamanho das amostras a serem analisadas. O embutimento foi feito a frio com o uso de resina e catalizador, em detrimento do embutimento a quente que poderia alterar as propriedades mecânicas das amostras.

As amostras embutidas foram lixadas sequencialmente pelas lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, 1200 e 2500 em lixadeiras politrizes rotativas (fabricante Pantec e modelo Polipan-U, Figura 3.8). Salienta-se que as amostras foram limpas em banho de ultrassom. Na troca de lixa, o sentido de lixamento foi reposicionado em 90° em relação aos riscos deixados pela lixa anterior, o que é praxe neste procedimento, visando eliminar as marcas deixadas pela lixa anterior.



Figura 3.10 – lixadeira politriz Pantec Polipan-U

Em seguida, com as amostras lixadas e limpas, estas foram polidas com abrasivo de alumina de granulometria 0,5  $\mu\text{m}$ . O polimento também foi realizado com o auxílio de politrizes rotativas tornando assim a superfície a ser analisada pronta para ao ataque químico.

O ataque químico foi realizado com Ácido Fluorídrico (40% HF). Salienta-se que todos os procedimentos de segurança foram tomados, quais sejam uso de luvas e jaleco, sendo os trabalhos realizados em local apropriado, ou seja, dentro da capela. Este ataque permite a visualização dos grãos (Metalography and Microstructures, ASM). As amostras foram atacadas

quatro vezes por 15 segundos, e então estavam prontas para verificação da microestrutura.

### 3.5.1 MICROSCÓPIO ÓTICO

O microscópio ótico utilizado foi o Olympus BX51 (Figura 3.9). Nele foi constatado se o ataque havia sido bem-sucedido. As amostras foram verificadas com o aumento de 50X.



Figura 3.11 – microscópio ótico Olympus BX51

### 3.5.2 MICROSCÓPIO CONFOCAL

Neste projeto também foi utilizado o Microscópio Confocal (modelo Lext OLS4100 da fabricante Olympus, Figura 3.10). As amostras foram verificadas com o aumento de 50x e 200x. O uso deste microscópio se fez necessário devido à sua melhor resolução da microestrutura.



Figura 3.12 – microscópio confocal Olympus Lext OLS4100

## 3.6 TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão, ou diâmetro médio do grão, em um metal policristalino influencia suas propriedades mecânicas (CALLISTER, 2012).

Para caracterização da microestrutura ao longo da vertical do lingote, fez-se necessário

a medição do tamanho de grão. Para isso, utilizou-se métodos de avaliação de tamanho de grão da estabelecidos pela norma ASTM E112-96, mais especificamente o método da interseção linear.

A partir deste método, é possível estimar o tamanho médio de grão. O método consiste da contagem do número de interseções existentes entre o contorno de grão e linhas retas de comprimento único e pré-estabelecido, tomando-as como referência.

A análise é feita ao longo de toda a imagem, pois linhas de pequenas dimensões acarretam em imprecisões por terminarem seus comprimentos dentro de grãos (Figura 3.11). A norma indica que sejam feitas, no mínimo, 50 interseções ao longo de cada imagem obtida no microscópio para se obter a melhor aproximação para o tamanho de grão médio.

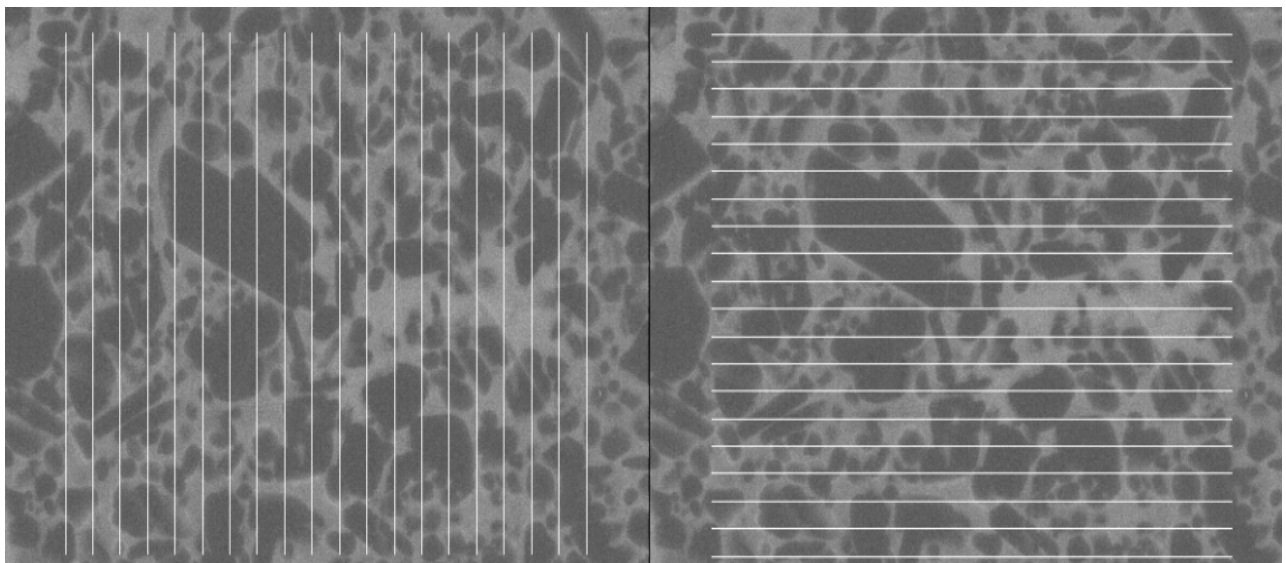
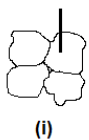
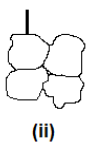


Figura 3.13 – linhas de referência para mensuração do tamanho de grão (imagem demonstrativa do software IMT)

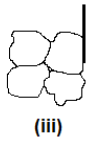
A interseção é a parte comum entre o contorno de grão e a linha de referência, traçada sobre a imagem. A partir da linha de referência, pode-se obter alguns cenários (Figura 3.12).



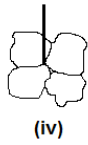
Quando o final da linha não atravessa o grão completamente;



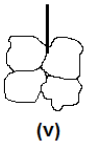
Quando o final da linha toca o contorno de grão;



Quando a linha é tangente o contorno de grão;



Quando a linha coincide com o contorno de grão na interseção de três grãos;



Quando a linha coincide com contorno de dois grãos vizinhos.

Figura 3.14 – cenários possíveis para a intersecção da linha de referencia e contornos de grão

Cada cenário deve ser levado em consideração na contagem das interseções, isto é, aos casos i, ii e iii adiciona-se 0,5 à contagem de interseções. No caso iv, adiciona-se 1,5 e no caso v, deve-se adicionar 1. O tamanho médio de grão ( $G$ ) se relaciona ao número de interseções ( $P_L$ ) por unidade de comprimento (em mm) da linha de referência, dado pela equação 9 da norma ASTM E112-96.

$$G = (6,643856 \log_{10} P_L) - 3,288 \quad (9)$$

Com o intuito de facilitar a visualização dos contornos de grão de cada seção do lingote, utilizou-se o software Fiji - ImageJ para intensificar os contrastes, aumentar brilho e melhorar a qualidade das micrografias. Assim, a partir das micrografias tratadas com esse software, fez-se o procedimento de determinação de tamanho de grão médio de cada seção em função da distância da base do lingote.

Assim, com o valor de  $G$ , entra-se na Tabela 3.1, para estimar o diâmetro médio dos grãos de cada microestrutura.

Tabela 3.1 – tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros relevantes

Grain Size No. G	$\bar{N}_A$ Grains/Unit Area		$\bar{A}$ Average Grain Area		$\bar{d}$ Average Diameter		$\bar{\lambda}$ Mean Intercept		$\bar{N}_L$ No./mm
	No./in. <sup>2</sup> at 100X	No./mm <sup>2</sup> at 1X	mm <sup>2</sup>	μm <sup>2</sup>	mm	μm	mm	μm	
00	0.25	3.88	0.2581	258064	0.5080	508.0	0.4525	452.5	2.21
0	0.50	7.75	0.1290	129032	0.3592	359.2	0.3200	320.0	3.12
0.5	0.71	10.96	0.0912	91239	0.3021	302.1	0.2691	269.1	3.72
1.0	1.00	15.50	0.0645	64516	0.2540	254.0	0.2263	226.3	4.42
1.5	1.41	21.92	0.0456	45620	0.2136	213.6	0.1903	190.3	5.26
2.0	2.00	31.00	0.0323	32258	0.1796	179.6	0.1600	160.0	6.25
2.5	2.83	43.84	0.0228	22810	0.1510	151.0	0.1345	134.5	7.43
3.0	4.00	62.00	0.0161	16129	0.1270	127.0	0.1131	113.1	8.84
3.5	5.66	87.68	0.0114	11405	0.1068	106.8	0.0951	95.1	10.51
4.0	8.00	124.00	0.00806	8065	0.0898	89.8	0.0800	80.0	12.50
4.5	11.31	175.36	0.00570	5703	0.0755	75.5	0.0673	67.3	14.87
5.0	16.00	248.00	0.00403	4032	0.0635	63.5	0.0566	56.6	17.68
5.5	22.63	350.73	0.00285	2851	0.0534	53.4	0.0476	47.6	21.02
6.0	32.00	496.00	0.00202	2016	0.0449	44.9	0.0400	40.0	25.00
6.5	45.25	701.45	0.00143	1426	0.0378	37.8	0.0336	33.6	29.73
7.0	64.00	992.00	0.00101	1008	0.0318	31.8	0.0283	28.3	35.36
7.5	90.51	1402.9	0.00071	713	0.0267	26.7	0.0238	23.8	42.04
8.0	128.00	1984.0	0.00050	504	0.0225	22.5	0.0200	20.0	50.00
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8	59.46
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1	70.71
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9	84.09
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0	100.00
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4	118.9
11.0	1024.00	15872.0	0.000063	63.0	0.0079	7.9	0.0071	7.1	141.4
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12.0	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13.0	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14.0	8192.00	126976.3	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0

Dessa forma, para se chegar aos valores de diâmetros médios de cada microestrutura de solidificação, deve-se fazer interpolações e assim, levantar a curva de tamanho médio de grão em função da posição no lingote. Na norma ASTM E 112 – 96 é dito que o valor de G = 00 faz referência ao valor de -1.

### 3.7 DUREZA BRINELL

O ensaio de dureza Brinell, desenvolvido em 1900 por J. A. Brinell, consiste na aplicação de uma carga (F) sobre a amostra polida e limpa. Durante um ensaio, a carga é mantida constante por um tempo especificado, entre 10 e 30 segundos (CALLISTER, 2012). O penetrador esférico penetra a amostra deixando uma calota esférica impressa (Figura 3.15). Em linhas gerais, o resultado da dureza é dado pela mensuração do diâmetro desta calota esférica e obedece à equação 10:

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (10)$$

Em que, F é a carga aplicada em Kgf; D é o diâmetro do indentador em mm; d é o diâmetro da calota em mm.

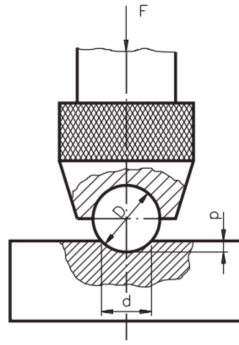


Figura 3.15 – representação do ensaio de dureza Brinell

Neste projeto, foi utilizada a máquina de medição de dureza ZHU250 (fabricante Zwick/Roell, Figura 3.16), com o penetrador de diâmetro de 2,5 mm (Figura 3.17) e a carga aplicada foi de 15,625 Kgf. Salienta-se que este ensaio é regido pela norma ASTM E10-15.



Figura 3.16 – máquina de ensaio de dureza Zwick/Roell ZHU250



Figura 3.17 – penetrador esférico de 2.5 mm de diâmetro



Tanto as amostras tratadas termicamente, quanto as não tratadas termicamente foram submetidas ao ensaio de dureza. Ao todo, foram realizadas 100 medições, sendo 5 amostras tratadas e 5 não tratadas termicamente, cada amostra foi submetida a 10 ensaios para obter a dureza.

Para a determinação da dureza as amostras são colocadas no suporte da máquina de dureza, em seguida é necessário, com o auxílio do microscópio, focar a superfície da amostra para que seja possível a visualização adequada da impressão deixada pelo indentedor. A carga é então aplicada por 10 segundos.

### 3.8 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram fabricados obedecendo à norma ASTM E466-15. As usinagens foram realizadas em duas oficinas especializadas localizadas no Setor de Oficinas Sul (SOF Sul). Após o fatiamento do lingote, cada pedaço (em formato de paralelepípedo) passou por desbaste inicial, sendo todos usinados no formato cilíndrico até o maior diâmetro do corpo de prova (8 mm). Em seguida foi usinada em micro torno a parte central, adquirindo o formato especificado na norma adotada (Figura 3.18).

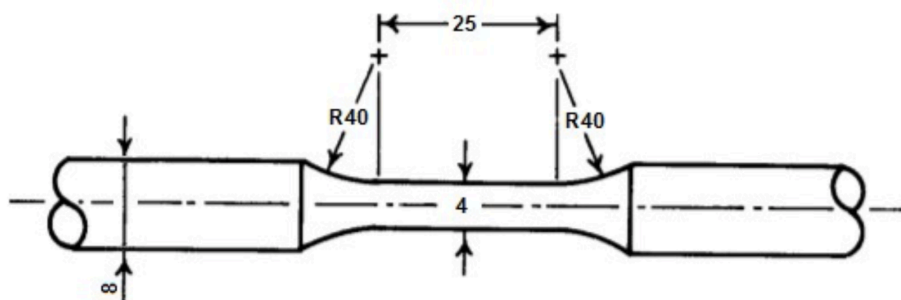


Figura 3.18 – dimensões do corpo de prova (ASTM – E466-15)

Todos corpos de prova foram submetidos a lixamento de forma a apresentar a menor rugosidade possível de  $0,2 \mu\text{m}$ , valor limite que se exige na norma ASTM E466-15 para testes de fadiga em materiais metálicos.

No total, foram fabricados 9 corpos de prova, sendo todos destinados a testes de fadiga.

### 3.9 ENSAIO DE FADIGA

Os testes de vida em fadiga foram realizados na máquina MTS (Figura 3.19) localizada em laboratório no SG9 da Universidade de Brasília. A referida MTS foi selecionada pois possuía uma célula de carga de 5 KN, valor propício em virtude da seleção da carga de teste.

Como todos os testes foram realizados com a mesma tensão, utiliza-se o número de ciclos até a falha para se comparar a influencia da microestrutura na fadiga entre as diferentes alturas do lingote.

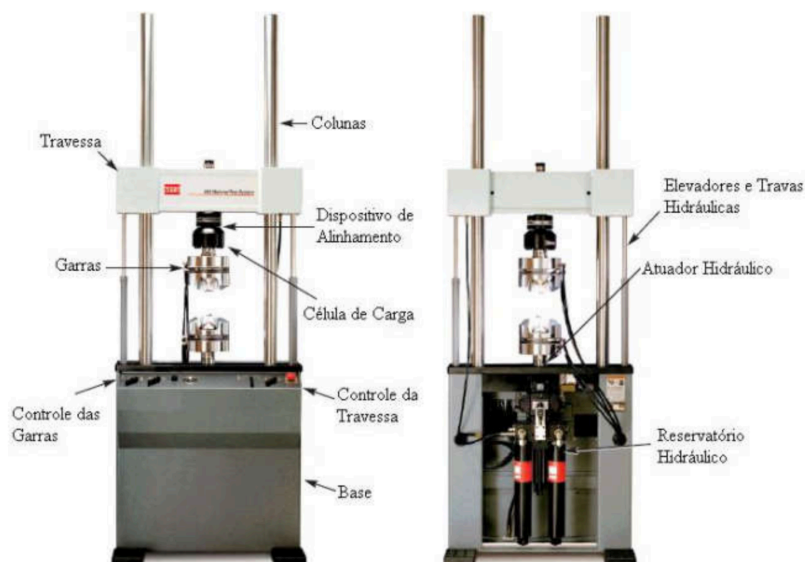


Figura 3.19 – máquina MTS utilizada nos ensaios de fadiga



Figura 3.20 – corpo de prova durante ensaio de fadiga

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos durante nos procedimentos e nos ensaios realizados que foram abordados no capítulo 3 deste projeto. Os resultados englobam a análise química do material em estudo, as variáveis do processo de lingoteamento, os valores obtidos da medição do tamanho de grão e os resultados das durezas com e sem tratamento térmicos, além dos resultados dos ensaios de fadiga.

### 4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Através de análise química da parte central do lingote por meio de Fluorescência de Raios X (EDX-XRF) realizada no Instituto de Química da Universidade de Brasília foi possível saber as proporções aproximadas dos elementos constituintes da liga em estudo (Tabela 4.1).

Tabela 4.1 – resultados da análise química por meio de fluorescência de raios x

Elementos de liga	Porcentagem de Massa (%)	Porcentagem constada por análise química (%)
Alumínio	> 97,38	97,812
Magnésio	0,6 a 0,9	0,882
Silício	0,5 a 0,9	0,932
Ferro	Até 0,5	0,304
Cobre	Até 0,1	0,004
Zinco	Até 0,1	0,018
Boro	Até 0,06	0,000
Cromo	Até 0,03	0,000
Manganês	Até 0,03	0,000

Na análise de química da amostra da liga em estudo, constatou-se a presença de outros elementos: 0,032% de enxofre (S); 0,008 de níquel (Ni) e 0,007% de selênio (Se). Admite-se que a presença desses elementos na liga advém das impurezas do processo de fabricação do cabo de condução elétrica ou do processo de solidificação em laboratório. Salienta-se que a detecção desses elementos não acarreta em alterações significativas nas etapas deste projeto.

## 4.2 TEMPERATURA LIQUIDUS E LINGOTEAMENTO

Com o uso de um termopar, aferiu-se o a curva de resfriamento da liga até o momento em que se observou o processo de recalescência (Figura 4.1).

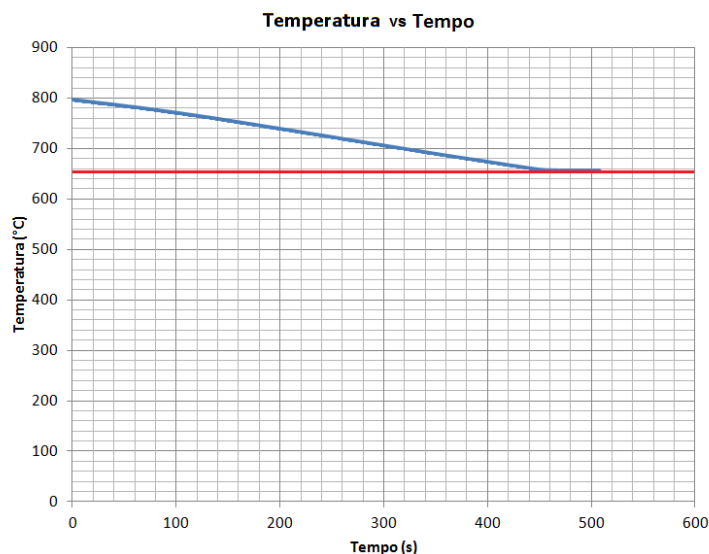


Figura 4.1 – curva de resfriamento com verificação da temperatura *Liquidus*

Obteve-se o valor de 650 °C para a temperatura *Liquidus*. A liga foi então colocada no forno tipo mufla (fabricante Linn High Therm) novamente. Foi atingida uma temperatura de 900 °C, 38% superior à TL. Os fios do cabo colocados no cadinho permaneceram dentro do forno por 3 horas, tempo suficiente até que fosse obtido um estado líquido uniforme. A liga foi então vertida na lingoteira.

## 4.3 TAMANHO DE GRÃO

Os resultados obtidos da mensuração do tamanho de grão encontram-se dispostos na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – resultados da mensuração do tamanho de grão

Amostra	$P_L$ ( $\text{mm}^{-1}$ )	Tamanho de grão ASTM - G	Número de Grãos/ $\text{mm}^2$	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )
3,5 mm	$4,96 \pm 0,09$	$1,32 \pm 0,23$	$19,45 \pm 0,81$	$221,38 \pm 90,12$
8 mm	$3,40 \pm 0,11$	$0,24 \pm 0,09$	$8,44 \pm 1,21$	$332,65 \pm 110,39$
12 mm	$2,95 \pm 0,06$	$-0,17 \pm 0,06$	$7,02 \pm 0,89$	$401,14 \pm 60,42$
15 mm	$2,52 \pm 0,08$	$-0,62 \pm 0,08$	$5,31 \pm 0,64$	$456,23 \pm 80,17$
19 mm	$2,36 \pm 0,12$	$-0,81 \pm 0,14$	$4,58 \pm 1,44$	$487,31 \pm 120,46$

Pode-se extrair dos valores obtidos que há um aumento do diâmetro médio (Figura

4.2) e, por conseguinte, uma diminuição do número de grãos por unidade de área ao longo da posição vertical ascendente em que a amostra estava no lingote, ou seja, da base para a parte superior do lingote, onde a taxa de resfriamento diminui.

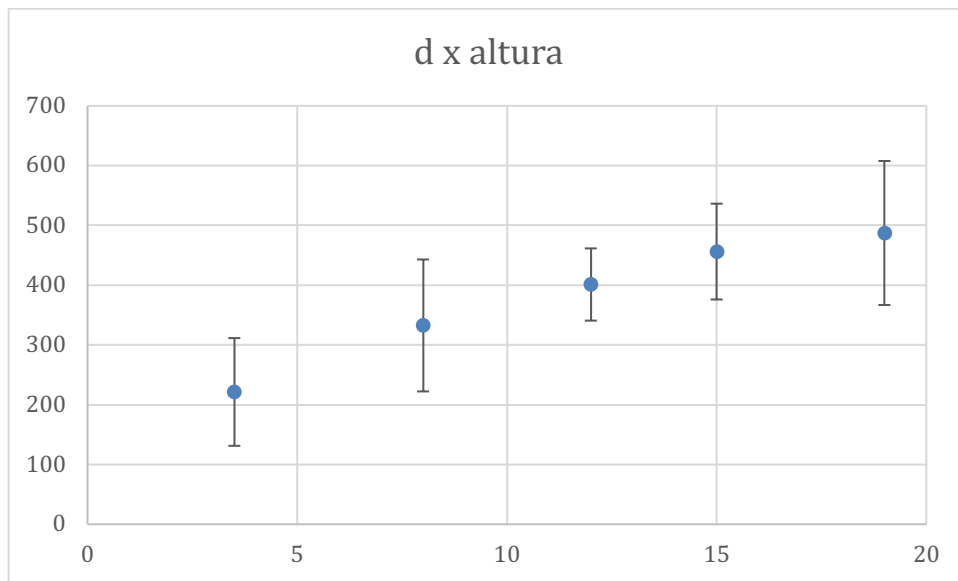


Figura 4.2 – diâmetro médio em função da posição vertical da amostra

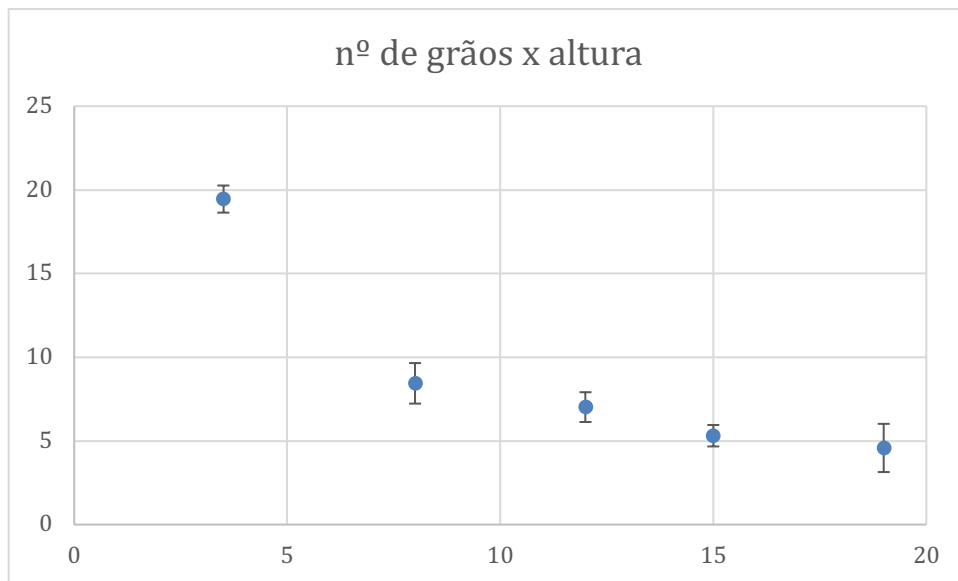


Figura 4.3 – número de grãos em função da posição vertical da amostra

#### 4.4 MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA

A macroestrutura encontrada para o lingote solidificado é apresentada na Figura 4.4. Observa-se que ocorreu essencialmente a formação de grãos equiaxiais, sem direção preferencial, ao longo de todo comprimento do lingote. Este fato deve-se, principalmente, à

presença de refinadores de grão compostos por sais de boro na composição da liga, o que impede a evolução morfológica para o crescimento colunar ou dendrítico. Do ponto de vista de comportamento mecânico, este tipo de estrutura é indicada para aplicação do material em carregamentos diversos, uma vez que as direções de grão não influenciarão a resposta mecânica.

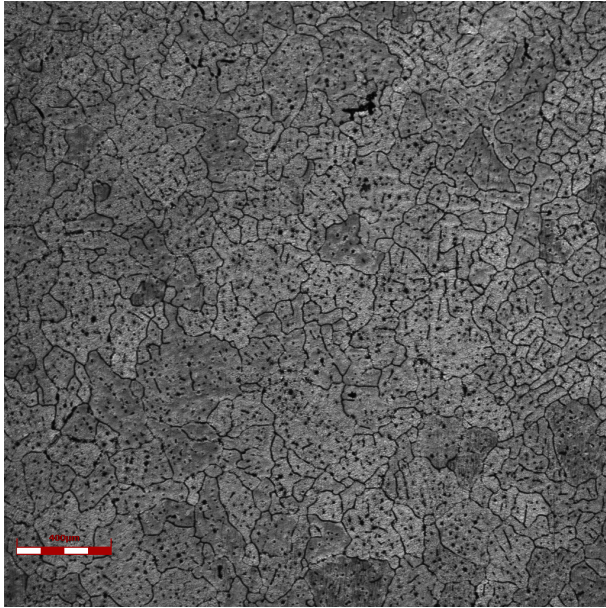
É importante destacar que, mesmo com a predominância de grãos equiaxiais, a evolução dos parâmetros térmicos durante o processo de solidificação é determinante para formação de grãos de tamanhos distintos ao longo do deslocamento da interface sólido/líquido. Regiões próximas ao contato material/molde estão submetidas à maiores taxas de resfriamento (perdem calor mais rapidamente) e velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*. Regiões mais afastadas estão submetidas à menores níveis destes parâmetros, o que favorece a formação de grãos mais grosseiros.

Observa-se que, como descrito no capítulo 3 deste projeto, a macroestrutura (Figura 4.3) não condiz com o esperado segundo a literatura. Em linhas gerais, as regiões esperadas que são características do processo de solidificação unidirecional, quais sejam zona coquilhada; zona colunar e zona equiaxial, não ficaram evidentes no lingote. Repise-se: isso se dá pela presença de refinadores de grão presentes na liga dos cabos que foram utilizados.

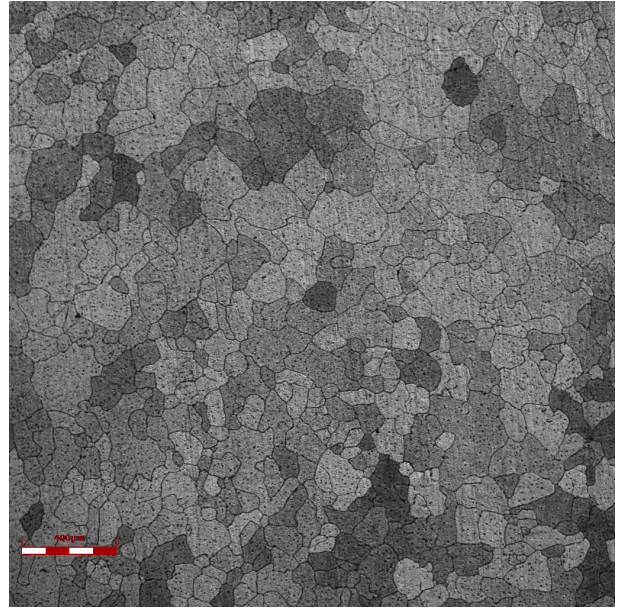


Figura 4.4 – macroestrutura do lingote fabricado em laboratório

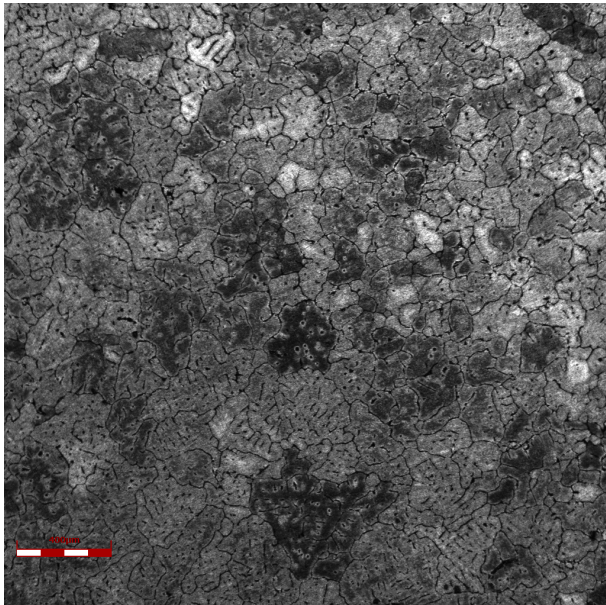
As microestruturas (Figura 4.5) foram obtidos com o uso do microscópio confocal. Foram dispostas lado a lado as microestruturas das amostras tratadas e não tratadas termicamente de acordo com a altura em relação à chapa molde. As imagens registradas estão aumentadas em 50x.



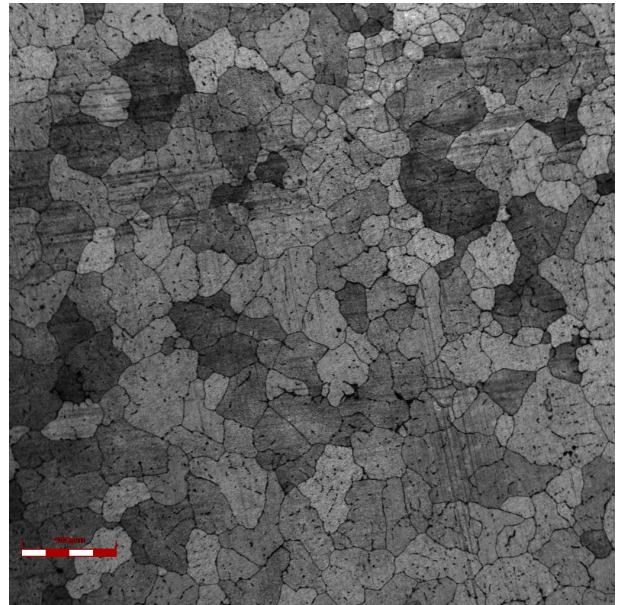
Amostra: 3,5 mm (Sem tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



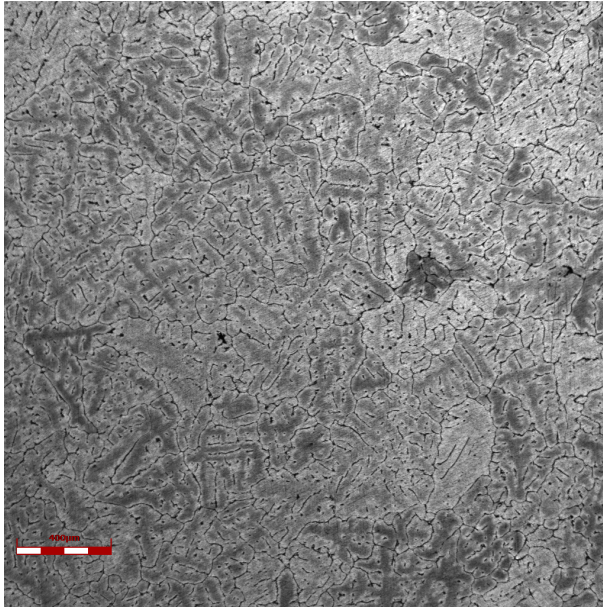
Amostra: 3,5 mm (Com tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



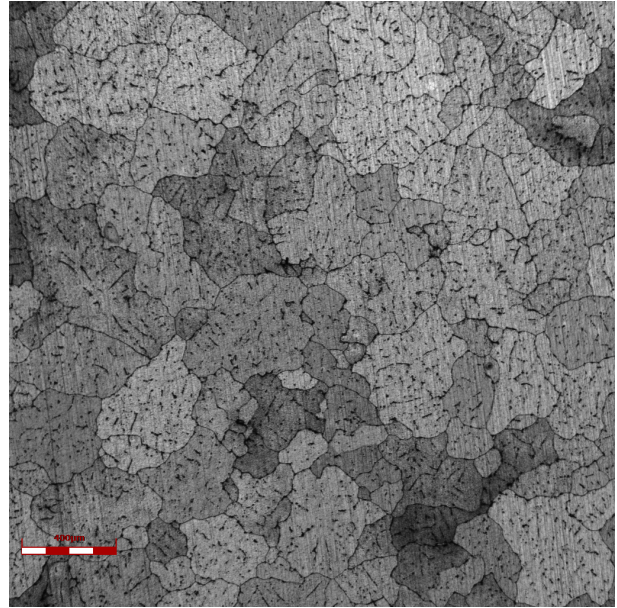
Amostra: 8 mm (Sem tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



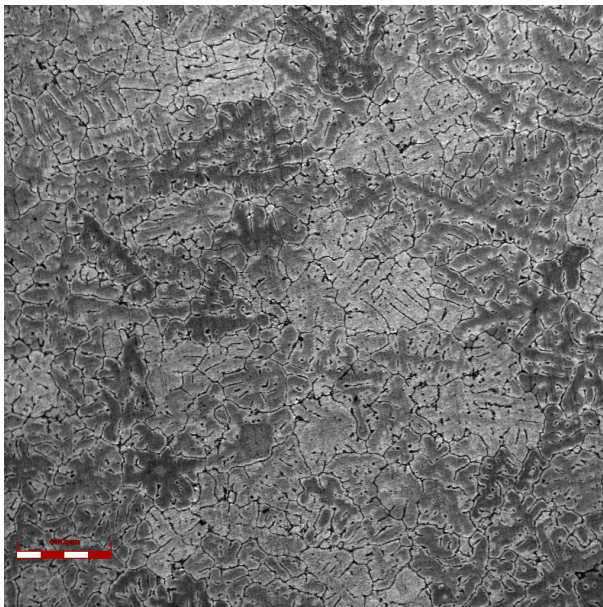
Amostra: 8 mm (Com tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



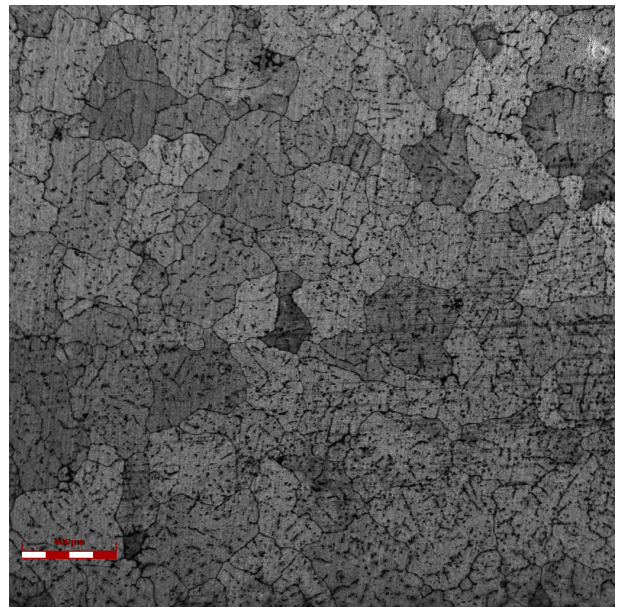
Amostra: 12 mm (Sem tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



Amostra: 12 mm (Com tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100

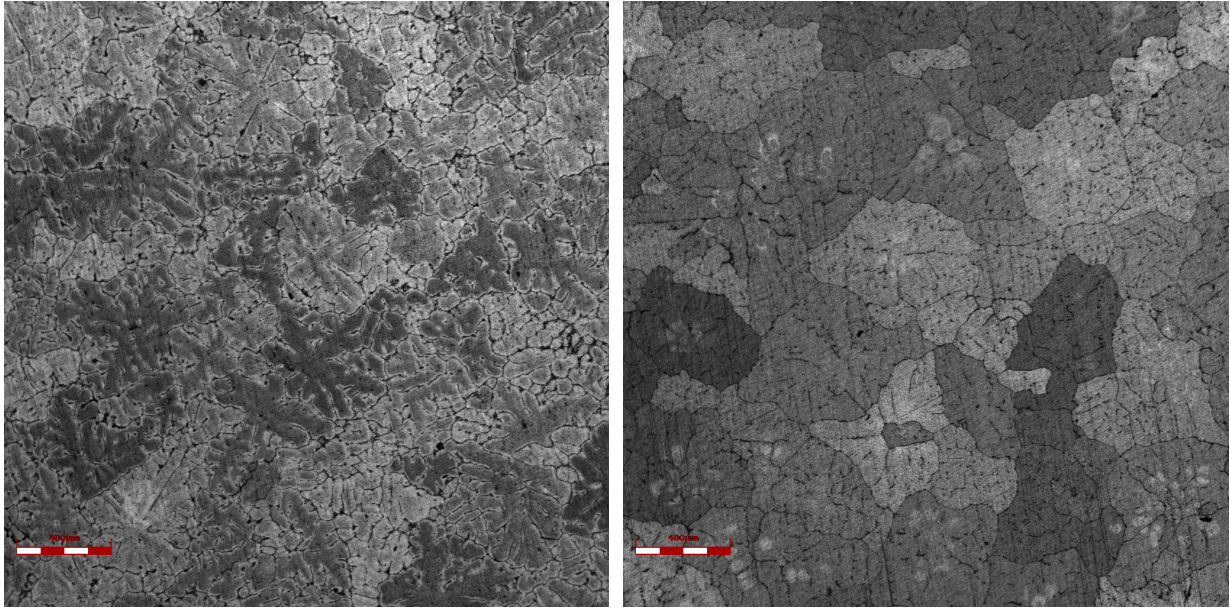


Amostra: 15 mm (Sem tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100



Amostra: 15 mm (Com tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100





Amostra: 19 mm (Sem tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100

Amostra: 19 mm (Com tratamento)  
Ataque: 40% HF  
Zoom: 50X  
Microscópio Confocal Lext OLS4100

Figura 4.5 – microestruturas das amostras não tratadas e tratadas termicamente

Foi obtido também, uma imagem com maior aumento da microestrutura de uma amostra tratada termicamente com o intuito de verificar os precipitados (Figura 4.6). Foram constatados precipitados dentro dos grãos assim como explicitado no item 2.4 deste projeto.

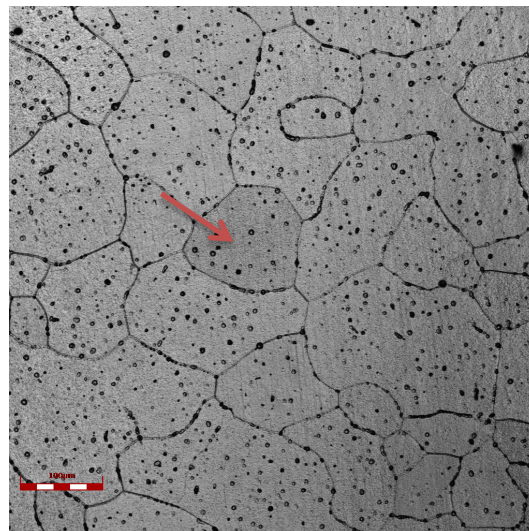


Figura 4.6 – precipitados na microestrutura da liga tratada termicamente

## 4.5 DUREZA

Os resultados obtidos dos ensaios de dureza encontram-se dispostos na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – resultados dos valores obtidos dos ensaios de dureza

Amostra	Não tratada termicamente (HBW 2,5/15,625)	Tratada termicamente (HBW 2,5/15,625)
3,5 mm	49,44 ± 0,89	61,23 ± 2,78
8 mm	49,07 ± 0,93	65,95 ± 0,68
12 mm	45,65 ± 0,97	67,62 ± 1,44
15 mm	45,23 ± 1,31	67,74 ± 0,38
19 mm	43,55 ± 0,99	68,08 ± 1,06

Admite-se que o tratamento térmico trouxe o resultado esperado, qual seja, o aumento da dureza. Constatou-se um aumento de 23,84%; 34,39%; 48,15%; 49,77% e 56,36%, para as amostras a 3,5 mm, 8 mm, 12 mm, 15 mm e 19 mm de distância da chapa molde, respectivamente.

Na obtenção dos resultados do ensaio de dureza, constatou-se uma diminuição discreta na dureza das amostras não tratadas em relação à distância da chapa molde. Admite-se que tal fato aconteça pela influência do tamanho de grão na dureza das amostras. Conforme constatado na mensuração dos grãos, o diâmetro médio tende a aumentar quanto maior é a distância da amostra da chapa molde. Quanto menor o diâmetro do grão, mais contornos de grão existem e, por conseguinte, há um número maior de discordâncias, o que eleva a dureza.

Segundo Callister (2012), um material com granulação fina tem dureza maior e é mais resistente que um material com granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui maior área total de contornos de grão para impedir o movimento das discordâncias.

Tal comportamento não foi constatado nas amostras tratadas, qual seja a elevação da dureza quando a altura da amostra se aproxima da chapa molde. Em verdade, aconteceu o oposto. Verificou-se que quanto mais afastado a amostra estava da chapa molde, maior era a dureza. Tal fenômeno pode ser explicado pela ocorrência mais significativa de precipitados nas amostras mais afastadas da chapa molde.

Na Figura 4.7, é possível observar essa diferença de comportamento entre as amostras tratadas e não tratadas.

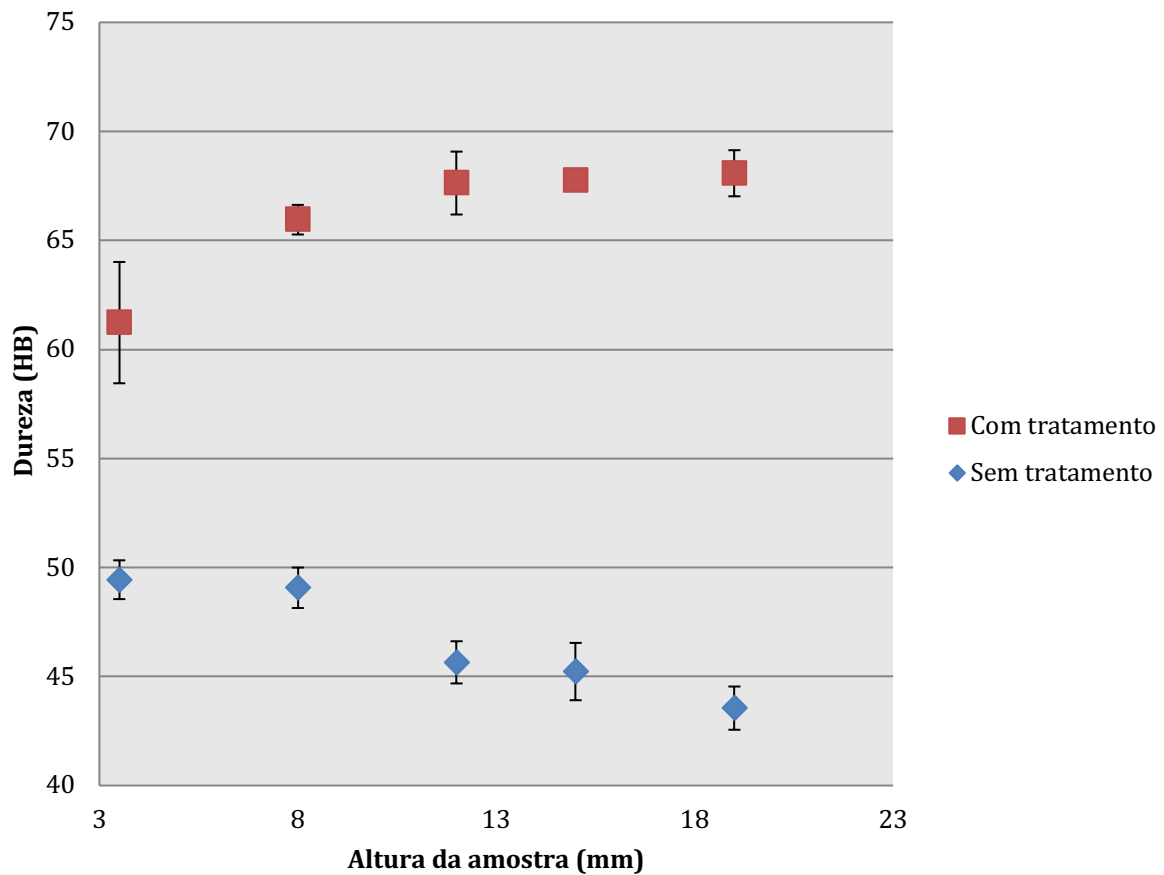


Figura 4.7 – gráfico dos valores dos ensaios de dureza

#### 4.5.1 DUREZA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Tanto o limite de resistência à tração (LRT) quanto a dureza são indicadores da resistência de um metal à deformação plástica. Consequentemente, eles são proporcionais (CALLISTER, 2012).

Tal proporcionalidade é regida pela equação:

$$LRT = \alpha * HB \quad (11)$$

Em que  $\alpha$  é uma constante de proporcionalidade, que fora determinado experimentalmente (Tabela 4.4).

Tabela 4.4 – valores para constante de proporcionalidade, adaptada (CALLISTER, 1994)

<b>Material</b>	<b><math>\alpha</math></b>
<b>Aço-carbono</b>	3,60
<b>Aço-carbono tratado termicamente</b>	3,40
<b>Aço-liga tratados termicamente</b>	3,30
<b>Latão encruado</b>	3,45
<b>Cobre recozido</b>	5,20
<b>Alumínio e sua ligas</b>	4,00

A partir dos dados constatados experimentalmente para o valor de  $\alpha$ , pode-se estimar valores para o limite de resistência à tração (Tabela 4.5), a partir da equação 11.

$$LRT = 4 * HB$$

Tabela 4.5 – valores estimados para o limite de resistência à tração

<b>Amostra</b>	<b>LRT</b>
<b>Não tratada</b>	174,2 a 197,8 MPa
<b>Tratada</b>	244,92 a 273,12 MPa

Admite-se que o cálculo do limite de resistência à tração calculado é um representativo do valor obtido experimentalmente. Neste projeto, é importante conhecer a ordem de grandeza do limite de resistência à tração para determinar um valor adequado para a tensão que será admitida no ensaio de fadiga, posto que a tensão admissível de fadiga é função do limite de resistência à tração.

#### 4.6 ENSAIOS DE FADIGA

Para os ensaios de fadiga, fora arbitrado o uso da tensão alternada de 60 Mpa, portanto:

Faixa de tensão:  $\Delta\sigma = 120 \text{ MPa}$

Tensão alternada:  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

Tensão média:  $\sigma_m = 0$

Tensão máxima:  $\sigma_{m\acute{a}x} = 60 \text{ MPa}$

Tensão mínima:  $\sigma_{m\acute{i}n} = -60 \text{ MPa}$

Razão de tensões:  $R = -1$

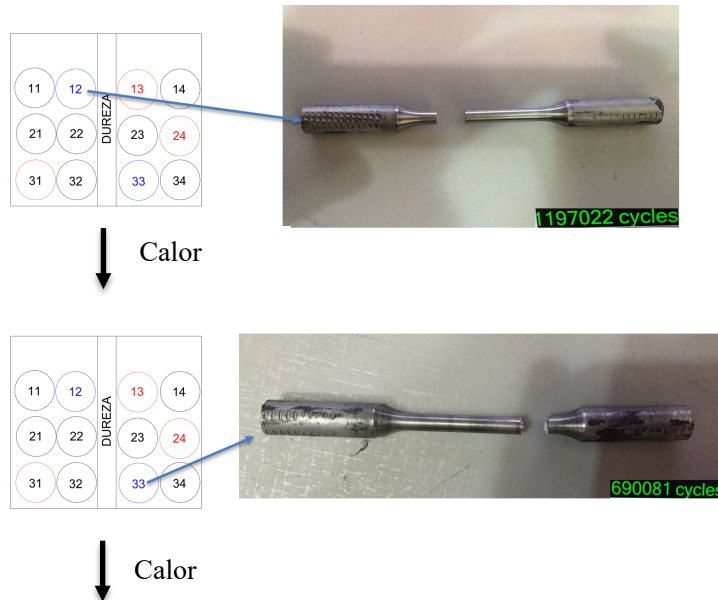
Para tanto, dada as dimensões do corpo de prova, cujo diâmetro útil é de 4 mm, obtém-se a área útil obedecendo a equação:

$$A = \pi r^2$$

Logo, a área útil (A) do corpo de prova é 12,57 mm<sup>2</sup>. Com essa área é possível estabelecer a carga (P) a ser aplicada durante os ensaios de fadiga, obedecendo à equação:

$$P = A\sigma$$

Assim, as cargas aplicadas foram calculadas, sendo 754 N, para tração, e -754 N para compressão.



## 5 CONCLUSÃO

O presente projeto analisou a influência existente entre as diferentes microestruturas formadas após processo de solidificação direcional ascendente, em regime transiente de extração de calor, seguido de tratamento térmico de envelhecimento artificial.

A análise macroestrutural não revelou características da solidificação unidirecional, mas que se atribui tal fato à presença de refinadores de grão na liga em estudo. A liga AA6201 solidificada no sentido vertical ascendente em regime transitório de extração de calor revelou uma morfologia macroestrutural constituída, essencialmente, de regiões equiaxiais. Isso se deve à presença de refinadores na liga que impediram a formação da zona colunar ao longo do lingote.

A análise microestrutural revelou a diferença no tamanho de grãos em relação à chapa molde. O procedimento metalográfico, tratamentos de imagem e quantificação de parâmetros microestruturais, observou-se que as regiões mais inferiores do lingote apresentaram menores diâmetros médios e número de grãos por unidade de área. Sendo, para a amostra a 3,5 mm da chapa molde, o diâmetro médio da igual a 221,38  $\mu\text{m}$  e o número de grãos igual a 19,95 grãos/ $\text{mm}^2$ ; e para a amostra a 19 mm da chapa molde, o diâmetro médio igual a 487,31  $\mu\text{m}$  e o número de grãos igual a 4,58 grãos/ $\text{mm}^2$ .

A análise microestrutural ainda revelou a precipitação de fases intermetálicas. Contatou-se aumento da dureza até 23,84% para as amostras a 3,5 mm da chapa molde e 56,36% para as amostras a 19 mm da chapa molde a nas amostras tratadas termicamente.

Foram executados dois ensaios de fadiga: o corpo de prova CP12 houve ruptura com 1.197.022 ciclos e o corpo de prova CP33 com 690.081 ciclos. A partir desses valores, há indícios de que há influência da microestrutura na fadiga.

## 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. *Associação Brasileira do Alumínio*. Disponível em: <http://www.abal.org.br> Acesso em: 13/09/2017.

Aluminium and Aluminium Alloys, ASM International EUA, 1993.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E466 -15: Conducting force controlled constant amplitude axial Fatigue Testes of Metallic Materials.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E 112-96, Standard Test Methods for Determining Average grain Size.

ANDRADE, Ricardo Batista de. *Parâmetros térmicos e estruturais em ferros fundidos cinzento e nodular solidificados em moldes de areia e unidirecionalmente*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2009.

ASTM STP E1823 (1996), Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing Definitions of Terms Relating to Fatigue, Annual Book of Standards, ASTM, Philadelphia, PA, v. 3.01, p. 740–49.

AZZAM, D.; MENZEMER, C. C.; SRIVATSAN, T. S. *The fracture behavior of an Al-Mg-Si alloy during cyclic fatigue*. Materials Science and Engineering, 2010.

CALLISTER, William D. *Ciência e engenharia de materiais uma introdução*, 8ª ed., Rio de Janeiro, RJ, 2012.

CAMPOS JUNIOR, Armando Augusto de. *Parâmetros térmicos de solidificação, microestrutura e propriedades em tração de liga ternária Al-Sn-Cu*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2017.

CASTANHO, Manuel António P. *Solidificação unidirecional transitória de ligas peritéticas do sistema Pb-Bi*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2013.

COISSE, Reginaldo C. *A influência da microestrutura e dos tratamentos superficiais na vida em fadiga de aços inoxidáveis martensítico e austenítico usados na fabricação de válvulas para motores a combustão interna*. Dissertação (mestrado) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. São Paulo: 2010.

CORRÊA, José Eduardo B. *Estudo da vida em fadiga dos cortadores de corrente de moto-serra de aço SAE 8660 modificado*. Dissertação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, SC: 2010

CRUZ, Clarissa. B. *Caracterização da microestrutura de solidificação da liga eutética Sn-Mg para soldagem e correlação com propriedades mecânicas*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2016.

DEPARTAMENT OF DEFENSE. *Military standardization handbook: aluminum and aluminum alloys*. Washington, 1966. Disponível em: <http://www.everyspec.com>. Acesso em: 20/10/2017.

DEVORE, Jay L. *Probabilidade e estatística: para engenharia e ciências*. São Paulo: Pioneira Thomson Learning, 2006.

Duarte, R., N., *Solidificação unidirecional transitória, microestrutura e propriedades termofísicas e mecânicas de ligas Al-Ag-(Cu)*. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2016.

FARÈ, S; LECIS, N; VEDANI, M. *Aging Behaviour of Al-Mg-Si alloys subjected to severe plastic deformation by ECAP and Cold Asymmetric Rolling*. Hindawai Publishing Corporation, Journal of Metallurgy. Vol. 2011. Dipartimento Di Meccanica, Politecnico de Milano. Milão, 2011.

FONSECA, Vinícius. *Estudo do comportamento em fadiga e tenacidade à fratura e microestrutura das ligas de magnésio AM50 E AM60 fundidas sob pressão*. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João Del-Rei. Minas Gerais: 2011.



GOMES, Laercio G. *Microestrutura dentrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. 2012.

GOULART, Pedro Roberto. *Caracterização das microestruturas de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2010.

GOULART, Pedro Roberto. *Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2005.

HERNÁNDEZ, Alexander F. *Avaliação do comportamento microestrutural e em fadiga da liga Ti-35Nb-7Zr-5Ta sinterizada e termicamente tratada*. Tese (Doutorado em Ciências Mecânicas) – Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília. Brasília, 2012.

KARABAY, S. *Modification of AA-6201 for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors*. *Materials and Design*, 2005.

KISSEL, J. Randolph; FERRY, Robert L. *Aluminum structures: a guide to their specifications and design*. Vol. 2. New York: John Wiley & Sons, 2002.

LEE, Yung-li et al. *Fatigue Testing and Analysis*. Amsterdam. Boston. Heidelberg. London. New York Oxford. Paris. San Diego. San Francisco. Singapore. Sydney. Tokyo: Elsevier Inc, 2005. 402 p.

MAIA, André Miguel P. *Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto. Porto, 2012.

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

MOUTINHO, Daniel Joaquim. *Análise da evolução microestrutural e da formação de macrossegregação e microporosidade na solidificação unidirecional transitória de ligas ternárias Al-Cu-Si*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2012.

PASCOAL JUNIOR, Fernando Antônio. *Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)*. Tese (Doutorado em Engenharia mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. São Carlos: 2014.

PEREZ, Manoel D. *Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2005.

PINTO, Ana Maria P. *Influência dos tratamentos térmicos e termomecânicos na estrutura e propriedades mecânicas de uma liga de alumínio de alta resistência*. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) Faculdade de Engenharia, 1990.

QUADRO, A. L. et al. *Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6201*. São Paulo, SP, 2012.

REINKE, Gustavo. *Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaio de fadiga*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília. Brasília, 2017.

ROSA, Daniel M. *Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2007.

SHIGLEY, J. E., MISCHKE, C. R., BUDYNAS, R. G. *Projeto de Engenharia Mecânica*. 7. ed. Tradução João Batista de Aguiar, José Manuel de Aguiar. Porto Alegre: Bookman, 2005. 960 p.

SILVA, Ana Márcia B. da. *Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6*. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2013.

SMITH, William F. *Princípios de ciência e engenharia de materiais*, McGraw Hill, 1996.

TOTTEN, George; MACKENZIE, D. Scott. *Hanbook of aluminum: physical metallurgy and processes*. New York: Marcel Dekker Inc, 2003.

VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência e tecnologia dos materiais*, 4<sup>a</sup> ed. Rio de Janeiro, RJ, 1984.

YUAN, S. P.; WANG, R. H.; LIU, G.; LI, R.; PARK, J.M.; SUN, J.; CHEN, K. H. *Effects of precipitate morphology on the notch sensitivity of ductile fracture in heat-treatable aluminium alloys*. Material Science and Engeneering, 2010.