PROJETO DE GRADUAÇÃO

CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO, CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA E VIDA EM FADIGA PARA A LIGA AA6201

Por

Bernardo José Leite da Silva
Carlos Augusto de Carvalho Alves de Faria

Brasília, 23 de Novembro de 2017

UNIVERSIDADE DE BRASILIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

UNIVERSIDADE DE BRASILIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

PROJETO DE GRADUAÇÃO

CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO, CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA E VIDA EM FADIGA PARA A LIGA AA6201

POR

Bernardo José Leite da Silva
Carlos Augusto de Carvalho Alves de Faria

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 _____

Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira , UnB/ ENM _____

Prof. Palloma Vieira Murtelle, UnB/ ENM _____

Brasília, 23 de Novembro de 2017

RESUMO

O presente trabalho apresenta, por meio de análises teóricas e experimentais, um estudo entre a relação da vida em fadiga e características microestruturais da liga de alumínio AA6201. A liga utilizada, proveniente de fios condutores, foi fundida e solidificada unidirecionalmente (fazendo o monitoramento das diferentes curvas de resfriamento por meio de termopares), ocasionando diferentes microestruturas ao longo do lingote em função dos parâmetros térmicos. Uma parte do metal solidificado foi destinada à usinagem de corpos de prova (seguindo a norma ASTM E466-15) e a outra à metalografia, análises químicas e ensaios não destrutivos. As análises químicas e os ensaios não destrutivos foram realizados com o objetivo de se verificar a composição química do material, presença de óxidos, presença de fases e constituintes, módulos de elasticidade e dureza, ou seja, encontrar a caracterização da liga de estudo e como o processo de solidificação unidirecional ascendente influenciou nesses parâmetros. A metalografia foi feita e, por meio de análises com software de tratamento de imagem, definiu-se tamanhos médios de grão (utilizando o método das interseções da norma ASTM E112-96) em função de sua posição no lingote. Dessa forma, pôde-se avaliar a formação microestrutural (levando em conta os parâmetros térmicos envolvidos no processo de solidificação) e levantar curvas relacionando essas características morfológicas em função de sua distância até a base do molde. Os ensaios de fadiga, tomando como base o ensaio de tração para definição das tensões de escoamento e ruptura, foram feitos em uma MTS por controle de força, utilizando tensões alternadas de 60 MPa na seção útil (1,7 kN no corpo de prova), a uma frequência de 10 Hz. A partir de resultados dos corpos de prova para cada altura no lingote, pôde-se comparar suas vidas em fadiga com os parâmetros microestruturais, químicos e mecânicos da liga AA6201. A partir de resultados experimentais, pôde-se observar que a vida em fadiga dos corpos do prova é aumentada quando se tem maiores contornos de grão, maiores segregações de elementos e óxidos e maior formação de fases secundárias.

ABSTRACT

By theoretical and experimental analysis, this work intends to study the connection between the fatigue life of the aluminum alloy AA6201 and its microstructure. The alloy used in this study (normally utilized in high voltage conductive wires), was fused and unidirectionally solidified, thus creating different microstructures along the ingot. The process of solidification was monitored by positioning thermocouples on the mold’s sides. One part of the ingot was used to machine specimens (according to ASTM E466-15) and the other part was intended to the metallographic process, chemical analysis and non-destructive tests. The chemical analyzes and the non-destructive tests were realized to verify the composition of the material, oxides, phases, elastic modulus, hardness and study how the process of the ascending unidirectional solidification process influenced these parameters. Metallography was done and, through analyzes with image treatment software, grain sizes (according to ASTM E112-96 intercept method) were measured as a function of its position in the ingot. Thus, it was possible to evaluate the microstructural formation (considering the thermal parameters involved in the solidification process) and to plot curves relating these characteristics as a function of its distance to the mold. The fatigue tests, based on the tensile test to define the yield point and the rupture stress, was performed in a MTS machine by force control, using alternating stresses of 60 MPa at a frequency of 10 Hz. Thus, it was possible, based on the results of the tests, to compare their fatigue lives with its microstructural, chemical and mechanical parameters of the AA6201 alloy.
From the experimental results, it could be observed that the fatigue life of the test bodies is increased

when there are larger grain contours, greater segregation of elements and oxides and greater formation of secondary phases.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 1

1.1 MOTIVAÇÃO 1

1.2 OBJETIVOS 2

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 4

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO 4

2.1.1 Ligas Al-Mg-Si 5

2.1.2 Liga AA 6201 7

2.2 SOLIDIFICAÇÂO 9

2.2.1 Solidificaçâo Fora do Equilíbrio 9

2.2.2 Parâmetros Térmicos 12

2.2.3 Técnicas de solidificação unidirecional 13

2.2.4 Estruturas de Solidificação 15

2.2.4.1 Macroestrutura 15

2.2.4.2 Microestrutura 16

2.3 FADIGA 19

2.3.1 Vida em fadiga 19

2.3.2 Modos de carregamento 21

2.3.1 Influência da microestrutura 22

2.4 RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO MATERIAL 17

3 MATERIAIS E MÉTODOS 24

3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL 24

3.2 MATERIAL 24

3.3 EQUIPAMENTOS 25

3.3.1 Forno Mufla 25

3.3.2 Cadinho 25

3.3.3 Lingoteira 26

3.3.4 Máquinas de Corte 26

3.3.5 Caracterização Química 27

3.3.6 Módulo de Elasticidade 28

3.3.7 Dureza 28

3.3.8 Máquina de Ensaios Mecânicos 29

3.3.9 Microscopia 29

3.4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 30

3.4.1 Fundição 30

3.4.2 Solidificação e Parâmetros Térmicos 30

3.4.3 Macroestrutura 33

3.4.4 Corte 33

3.4.5 Corte do Segundo Lingote 35

3.4.6 Ensaios de Dureza e Excitação por impulso 35

3.4.7 Ensaios Destrutivos 35
3.4.7.1 Fabricação dos corpos de prova 36
3.4.7.2 Ensaio de Tração 37
3.4.7.2 Ensaios de Fadiga 38
3.4.8 Microestrutura 38
4 RESULTADOS 42
4.1 TEMPERATURA LIQUIDUS 42
4.2 PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO 42
4.3 ANÁLISE QUÍMICA 46
4.3.1 EDX 46
4.3.2 FRX 47
4.3.2 DRX 48
4.4 MÓDULO ELÁSTICO 48
4.5 DUREZA 49
4.6 MACROESTRUTURA 50
4.7 MICROESTRUTURA 50
4.7.1 Parâmetros microestruturais 53
4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO 57
4.6 ENSAIOS DE FADIGA 58
5 CONCLUSÕES 60
6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS 62

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Crescimento de uma trinca devido à fadiga em uma das janelas do Comet (fonte: https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/21361/21361_3.PDF, acessado em 06/06/2017). 2
Figura 2. Ligas de alumínio combinadas com elementos de liga e possibilidades de tratamento térmico. (Suker, 2013). 4
Figura 3. Diagrama de fases em equilíbrio de uma liga Al-Mg-Si (adaptado de Kumar et al, 2005)..... 6
Figura 4. Imagens de MEV (elétrons retroespalhados) evidenciando a morfologia das fases intermetálicas de uma liga AL-3%Mg-1%Si para diferentes distâncias até o molde (15 e 90 mm) (Brito, 2016)..... 7
Figura 5. Diagrama ternário de ligas Al-Mg-Si (a) e ampliação (b) do canto inferior direito com concentrações da liga AA6201 (adaptado de Kumar et al, 2005). 8
Figura 6. Diagrama de fases da liga destacando a temperatura *liquidus* (adaptado de Kumar et al, 2005)..... 8
Figura 7. Etapas da solidificação (Garcia, 2007). 9
Figura 8. Ampliação do diagrama de fases de um sistema eutético A-B (Rezende, 2006). 10
Figura 9. Perfis de variação das frações de soluto na fase sólida, líquida e na interface S/L para uma liga solidificada unidirecionalmente (a) com o gradiente de temperatura nessa região (b) (Rezende, 2006)..... 10
Figura 10. Superposição dos perfis de temperatura real e temperatura *liquidus* em frente à interface sólido/líquido, destacando a região de super resfriamento constitucional (Rezende, 2006)..... 11
Figura 11. Transição de uma estrutura com interface S/L plana para celular (Rezende, 2006). 11
Figura 12. Transição de uma estrutura celular para uma estrutura dendrítica (Rezende, 2006). 11
Figura 13. Estruturas dendríticas com espaçamentos primários e secundários (Rezende, 2006). 12
Figura 14. Gráfico das velocidades de transformação em função da posição e evolução das isotermas (adaptado de Bertelli, 2012). 12
Figura 15. Técnicas experimentais de solidificação unidirecional vertical descendente (a) e vertical ascendente (b) (adaptado de Brito, 2012)..... 13
Figura 16. Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente (Spinelli, 2005). 14
Figura 17. Modos de transferência de calor no sistema molde/metal na presença de gaps (Rosa, 2007)..... 15
Figura 18. Esquema da formação da zona colunar (Garcia, 2007). 16
Figura 19. Representação esquemática da liga solidificada (Goulart, 2010). 16
Figura 20. Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação na interface S/L (Rosa, 2007)..... 17
Figura 21. Representação esquemática de microestrutura de fundidos (Rosa, 2007). 18
Figura 22. Movimento de discordâncias (Callister, 1999). 19
Figura 23. Nucleação de uma trinca por separação da interface inclusão-matriz (Pearson, 1975). ... 20
Figura 24. Nucleação de uma trinca por separação da falha de uma inclusão (Pearson, 1975). 21
Figura 25. Modos de fadiga em uma trinca em um corpo sólido (Teixeira, 2004). 21

Figura 26. Ativação de um único sistema de bandas de discordância em uma liga 6063 (Jiang 2003). 22
Figura 27. Ativação de mútiplas sistemas de bandas de discordância em uma liga 6063 (Jiang 2003). 23
Figura 28. Fluxograma do procedimento experimental. 24
Figura 29. Corte dos cabos em vários pedaços pequenos para a fundição. 24
Figura 30. Forno utilizado na fundição da liga. 25
Figura 31. Cadinho utilizado para fundir a liga. 25
Figura 32. Lingoteira desmontada (a) e montada (b) utilizada para comportar a liga de alumínio. 26
Figura 33. Mangueiras (a), termopares e placa de aquisição (b) utiizados. 26
Figura 34. Serra fita (a) e máquina de corte à disco (b). 27
Figura 35. Espectrômetro EDX 720 HS do IQ (a), equipamento Bruker S2 Ranger do IFBA (b) e o difratrômetro D8 Focus Bruker (c). 27
Figura 36. Aparelho Sonelastic. 28
Figura 37. Durômetro Zwick/Roell. 28
Figura 38. Máquinas MTS utilizadas para realização do ensaio de tração (a) e ensaios de fadiga (b). 29
Figura 39. Microscópio ótico Olimpus BX51. 29
Figura 40. Liga dentro do cadinho posicionada dentro do forno (a) e tomada da temperatura *liquidus* (b). 30
Figura 41. Vazamento do alumínio. 30
Figura 42. Perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (Brito, 2016). 31
Figura 43. Deslocamento da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo (Brito, 2016). 31
Figura 44. Representação esquemática para cálculo das velocidade da isoterma *liquidus* (Brito, 2016). 32
Figura 45. Representação esquemática para cálculo das taxas de resfriamento (Brito, 2016). 32
Figura 46. Faceamento (a) feito pela fresa e lingote após lixamento (b). 33
Figura 47. Esquema do lingote antes (a) e depois (b) dos cortes com a serra fita. 33
Figura 48. Esquema das porções laterais antes (a), depois do corte (b) e a vista frontal (c) das posições das fatias com suas distâncias em mm. 34
Figura 49. Esquema do procedimento de corte da porção central do primeiro lingote. 34
Figura 50. Distância (em mm) dos termopares na face (a) e individualmente (b) em relação à base do lingote. 34
Figura 51. Esquema do procedimento de corte do segundo lingote. 35
Figura 52. Distância, em mm, da base do molde até as faces superiores dos corpos de prova. 35
Figura 53. Região de análise do lingote. 36
Figura 54. Dimensões do corpo de prova (ASTM - E466-15). 36
Figura 55. Corpos de prova fabricados para execução do trabalho. 36
Figura 56. Vista frontal da distância, em mm, das seções médias dos corpos de prova depois de usinados do primeiro (a) e segundo (b) lingote em relação à base do molde. 37

Figura 57. Procedimento de tratamento de imagem: imagem em 8bits (a), comando Subract Background (b), comando Enhance Contrast (c) e Treshold (d). 39
Figura 58. Linhas de referência para a realização do procedimento (Imagem demonstrativa do software IMT)..... 39
Figura 59. Cenários possíveis para a interseção da linha de referência e contornos de grão..... 40
Figura 60. Comportamento da temperatura no tempo..... 42
Figura 61. Curvas de resfriamento..... 42
Figura 62. Gráfico da PosiçãoxTempo no processo de solidificação. 43
Figura 63. Velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo (a) e da posição (b). Taxas de resfriamento em função do tempo (c) e da posição (d). Gradiente Térmico em função da posição (e) e tempo (f). 45
Figura 64. Concentrações de soluto em três regiões do lingote..... 46
Figura 65. Concentrações de óxidos em três regiões do lingote..... 47
Figura 66. Padrões de difração de raios X em duas amostras, P1 (3,5 mm) e P7 (32 mm) da liga AA 6201..... 48
Figura 67. Dureza Brinell em função do número de cada amostra..... 50
Figura 68. Face do lingote após ataque com o reagente Flick. 50
Figura 69. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P1 (3,5 mm). 51
Figura 70. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P2 (8 mm).. 51
Figura 71. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P3 (12 mm).51
Figura 72. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P4 (15 mm).52
Figura 73. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P5 (19 mm).52
Figura 74. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P6 (25 mm).52
Figura 75. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P7 (32 mm).53
Figura 76. Resultados para a amostra de altura 3,5 mm..... 53
Figura 77. Resultados para a amostra de altura 8 mm..... 54
Figura 78. Resultados para a amostra de altura 12 mm..... 54
Figura 79. Resultados para a amostra de altura 15 mm..... 54
Figura 80. Resultados para a amostra de altura 19 mm..... 55
Figura 81. Resultados para a amostra de altura 25 mm..... 55
Figura 82. Resultados para a amostra de altura 32 mm..... 55
Figura 83. Curva do diâmetro médio (a) e do número de grãos por unidade de área (b) em função da posição no lingote..... 56
Figura 84. Curva TensãoxDeformação da liga AA 6201 com projeção para obtenção do limite de escoamento. 57
Figura 85. Vida em fadiga dos corpos de prova..... 58

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação em séries das ligas de alumínio (adaptado de Martins, 2008). 5
Tabela 2. Composição da liga de alumínio 6201 (ASM, Vol, 1990). 7
Tabela 3. Equações relacionando tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros microestruturais (ASTM E112-96)..... 40
Tabela 4. Equações relacionando tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros relevantes. 40
Tabela 5. Tempos de passagem pela isoterma liquidus..... 43
Tabela 6. Resultados para os parâmetros térmicos. 44
Tabela 7. Composição química, em porcentagem, ao longo do lingote. 46
Tabela 8. Óxidos, em porcentagem, presentes na liga em estudo..... 47
Tabela 9. Resultados para o ensaio de excitação por impulso em três corpos de prova dos grupos N1, N2 e N3..... 49
Tabela 10. Dureza Brinell em função do número de cada amostra..... 49
Tabela 11. Resultados dos parâmetros microestruturais para cada amostra. 56
Tabela 12. Parâmetros microestruturais das seções médias dos corpos de prova. 57
Tabela 13. Resultados para as vidas em fadiga para os corpos de prova. 58

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

C	Concentração	[% em peso]
T	Temperatura	[°C]
G	Gradiente	[C/mm]
V	Velocidade	[m/s]
$\dot{T}$	Taxa	[°C/s]

Símbolos Gregos

α	Constante
β	Constante
λ_c	Espaçamentos Celular
λ_1	Espaçamento dendrítico primário
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário

Subscritos

l	Liquidus
s	Solidus
r	Resfriamento
v	Vazamento
o	Soluto

Siglas e Abreviações

AAAC	All Aluminum Alloy Conductors
ACSR	Steel Reinforced Aluminum Conductors
ASM	American Society for Metalss
ASTM	American Society for Testing and Materials
IADS	International Alloy Designation System
SG-9	Edifício SG-9, Brasília
SRC	Super Resfriamento Condicional
UnB	Universidade de Brasília

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

Ligas à base de alumínio tem sido cada vez mais utilizadas nas indústrias automobilística e aeronáutica como potenciais substitutas para aplicações onde ainda se utilizam ligas de aço. Isso se deve, principalmente, à redução de peso e resistência à corrosão do alumínio. O fator peso está relacionado de forma direta à eficiência enérgética. Em particular, o alumínio é, aproximadamente, três vezes menos denso que o aço. Em relação à indústria naval, o alumínio também apresenta relevância pela resistência à corrosão (Kamberovic et al., 2009; Miller et al., 2000).

Ligas de alumínio são usualmente obtidas por fundição e forjamento, onde os materiais podem ou não ser tratados termicamente. A estrutura bruta de solidificação das ligas é fundamental no processo de fabricação de componentes metálicos, pois a ocorrência de falhas e defeitos resulta em prejuízos significativos nas etapas posteriores de produção. A microestrutura é, por sua vez, determinada pela composição da liga e pelos parâmetros térmicos observados na transformação da fase líquida até atingir o estado sólido (Garcia, 2007). Ao se controlar, rigorosamente, o processo de solidificação, obtêm-se materiais com propriedades mecânicas controladas em faixas. A composição da liga é determinada por ensaios de caracterização, informando elementos, fases e possíveis segregações presentes ao longo da liga solidificada. Os parâmetros térmicos que influenciam nessas propriedades são a velocidade de solidificação (v), gradientes térmicos à frente da interface sólido/líquido (G_L), taxas de resfriamento ($\dot{T}$) e a composição química da liga (C_o) (Garcia, 2007). Esses parâmetros podem ser correlacionados com a morfologia e os aspectos quantitativos da microestrutura resultante com a distribuição de fases determinada pela metalografia quantitativa (Brito, 2016). Portanto, faz-se necessária a caracterização química e a verificação da evolução térmica do processo de solidificação a que o material foi submetido para se poder realizar ensaios mecânicos e, assim, correlacioná-los às características microestruturais.

A fadiga de materiais – ruptura progressiva de materiais sujeitos a ciclos repetidos de tensão e deformação - é a principal causa de falha mecânica de equipamentos ou peças em geral. Esse fenômeno é relativamente recente na história do estudo da mecânica dos materiais e, embora haja amplos estudos sobre o assunto, ainda é um processo que possui efeitos difíceis de serem estimados.

Um de seus casos catastróficos mais famosos foram as quedas de aviões Comet entre 1952-1954. Nessa época, a fadiga ainda estava amadurecendo dentro dos estudos estruturais.

O avião De Havilland Comet, ou simplesmente Comet (de origem inglesa), foi o primeiro avião comercial propulsionado por motores a jato fabricado no mundo. Seu sucesso foi inquestionável, pois chegava a voar no dobro da velocidade dos aviões comerciais de seu tempo. Entretanto, em 1953, um de seus modelos explodiu no ar sem dar qualquer sinal de falha. Após investigações que não

resultaram em uma causa para a explosão, os voos dos Comets continuaram novamente. Em 1954, após outras duas explosões, investigações mais cautelosas foram realizadas, culminando na descoberta de falha por fadiga nas proximidades de uma de suas janelas, que apresentava concentração de tensões. A Figura 1 ilustra a trinca nucleada em uma das janelas do avião.

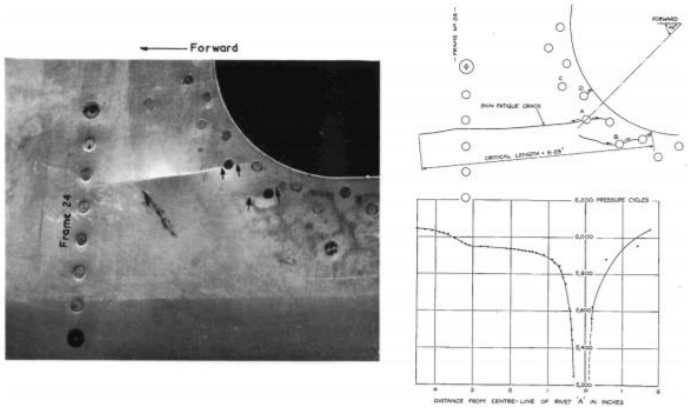


Figura 1. Crescimento de uma trinca devido à fadiga em uma das janelas do Comet (fonte: https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/21361/21361_3.PDF, acessado em 06/06/2017).

Esse exemplo traz a importância do estudo da fadiga. É um fenômeno que ocorre sem dar sinais visíveis aparentes, com uma trinca inicial que se propaga sem que o material aparente estar falhando, até que uma falha catastrófica ocorre, podendo colocar bens materiais ou até mesmo vidas em perigo.

Esse processo pode ser estudado de várias formas diferentes. Neste trabalho, será estudada a relação entre fadiga e a natureza microestrutural de uma liga de Al-Mg-Si solidificada unidirecionalmente. Assim, deseja-se compreender melhor como o processo de solidificação e seus parâmetros térmicos influenciam tanto na morfologia da microestrutura, na segregação dos constituintes e na vida em fadiga desse material.

1.2 OBJETIVOS

Este projeto de natureza experimental tem como objetivos paralelos a validação de modelos de solidificação unidirecional presentes na literatura, análises de parâmetros microestruturais, estudo de ensaios dinâmicos e caracterização química de ligas metálicas em geral.

O objetivo principal do estudo propõe a análise da relação da microestrutura de solidificação com a vida em fadiga do material utilizado, a liga de alumínio 6201. Em síntese, para quantificação dessa correlação, deve-se realizar:

1. Corte dos fios da liga AA6201.
2. Fundição e solidificação unidirecional vertical ascendente da liga em regime transitório de extração de calor.
3. Visualização da macroestrutura.

4. Corte do lingote, destinando uma parte para usinagem de corpos de prova e ensaios não destrutivos e outra parte destinada à realização de análises químicas e metalografia.
5. Determinação dos parâmetros térmicos envolvidos no processo de solidificação em função da distância até o molde de vazamento. Feitos à partir dos dados dos termopares posicionados ao longo da lingoteira.
6. Mapear a morfologia microestrutural em 7 posições diferentes do lingote e estabelecer curvas experimentais de parâmetros estruturais como diâmetro médio de grão, número de grãos por unidade de área.
7. Realizar ensaios de dureza nas 7 amostras utilizadas na metalografia.
8. Analisar, por ensaios de EDS e FRX, o mapa químico (elementos e óxidos) da liga em 3 diferentes posições do lingote, sendo elas a base, o meio e o topo.
9. Mapear, por ensaios DRX, fases formadas em duas amostras de posições distintas afim de se avaliar como os parâmetros térmicos influenciaram na sua formação.
10. Realizar ensaios não destrutivos de excitação por impulso para obtenção dos módulos de elasticidade em 3 diferentes posições do lingote, base, meio e topo.
11. Correlacionar os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e químicos com o processo de solidificação unidirecional.
12. Realizar um ensaio de tração afim de se obter o limite de escoamento, tensão de ruptura e deformação máxima do material em estudo e, assim, definir a tensão a ser utilizada no ensaio de fadiga.
13. Realizar ensaios de fadiga e catalogar os resultados.
14. De acordo com a posição da seção útil dos corpos de prova, avaliar, por meio das curvas experimentais levantadas, sua morfologia microestrutural.
15. Correlacionar parâmetros microestruturais, químicos com a vida em fadiga observada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

A utilização de ligas de alumínio apresentou grande crescimento nas indústrias automotiva, aeroespacial e naval a partir do começo do século XIX. A importância de ligas de alumínio se deve, principalmente, às relações de peso/resistência, às propriedades mecânicas (resistência mecânica e conformabilidade) e à resistência à corrosão. Ligas de alumínio são geralmente associadas a produtos com custos de fabricação menor, devido ao ponto de fusão relativamente baixo (Duarte, 2016).

Ligas de alumínio são obtidas, normalmente, por fundição e forjamento, onde os materiais podem ou não ser tratados termicamente (Duarte, 2016). Além disso, alguns elementos de liga podem ser adicionados na liga para alteração de propriedades mecânicas como endurecimento por deformação a frio do material, sendo os mais comuns o zinco, magnésio, cobre, manganês e silício (Figura 2). Esses elementos têm boa solubilidade no alumínio, que aumenta a partir de acréscimos na temperatura (Suker, 2013).

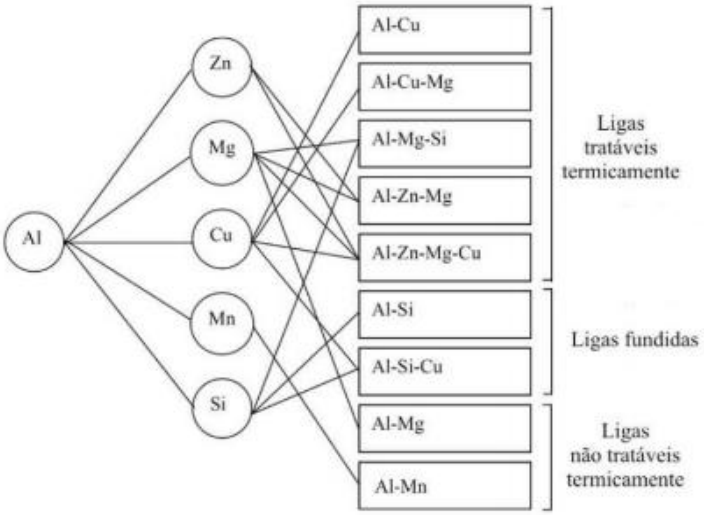


Figura 2. Ligas de alumínio combinadas com elementos de liga e possibilidades de tratamento térmico. (Suker, 2013).

O desenvolvimento de ligas de alumínio tem como um de seus principais objetivos a obtenção de ligas mais resistentes. Para se alcançar esse objetivo, têm-se combinado composições químicas inéditas, novos tratamentos térmicos e ensaios mecânicos e, consequentemente, a sua influência nas propriedades dessas novas ligas. De uma forma geral, os métodos mais comuns utilizados para aumento de resistência mecânica são: (Askeland e Phulé, 2008).

i) Ligas não tratáveis termicamente: o ganho de resistência mecânica se dá por meio de constituintes de segunda fase, elementos de liga em solução sólida e trabalho mecânico por deformação a frio.

ii) Ligas tratáveis termicamente: o mecanismo de endurecimento é resultado da dissolução de elementos de liga em uma solução sólida, com a posterior precipitação.

Na literatura, encontra-se, em grande quantidade, pesquisas relacionadas aos dois tópicos mencionados. Por outro lado, há poucos trabalhos que correlacionam microestruturas, resultantes de processos de fundição, com propriedades mecânicas, fazendo com que se torne um nicho a ser explorado (Duarte, 2016).

Em relação aos elementos adicionados, as ligas são, então, classificadas em séries pela *International Alloy Designation System (IADS)*, mostradas na Tabela 1.

Tabela 1. Classificação em séries das ligas de alumínio (adaptado de Martins, 2008).

Série	Principal elemento de liga
1XXX	Alumínio puro
2XXX	Cu
3XXX	Mn
4XXX	Si
5XXX	Mg
6XXX	Mg, Si
7XXX	Zn
8XXX	Sn, Li, Fe, Cu, Mg
9XXX	Série livre

As propriedades mecânicas estão ligadas diretamente à formação microestrutural bruta desenvolvida durante o processo de solidificação. Portanto, diferentes composições químicas dessas ligas ocasionam propriedades mecânicas distintas entre si.

2.1.1 Ligas Al-Mg-Si

Ligas Al-Mg-Si apresentam boa conformabilidade, boa resistência à corrosão e boa soldabilidade (Eckermann et al, 2008). Segundo *IADS*, ligas dessa série apresentam composição de Mg e Si nas faixas de 0,6-1,2% e 0,4-1,3%, respectivamente. São ligas tratáveis termicamente com formação do composto intermetálico, Mg_2Si. Em peças fundidas/lingotadas de ligas de série 6XXX, a combinação de taxa de resfriamento e composição química local pode ocasionar diferentes arranjos microestruturais constituídos de fases de equilíbrio e intermetálicos estáveis e metaestáveis (Brito, 2016).

Ligas de Al-Mg-Si são formadas por 2 constituintes principais, a da matriz de Al e a do composto intermetálico, Mg_2Si. Mostra-se o diagrama de fases em equilíbrio dessa liga na Figura 3.

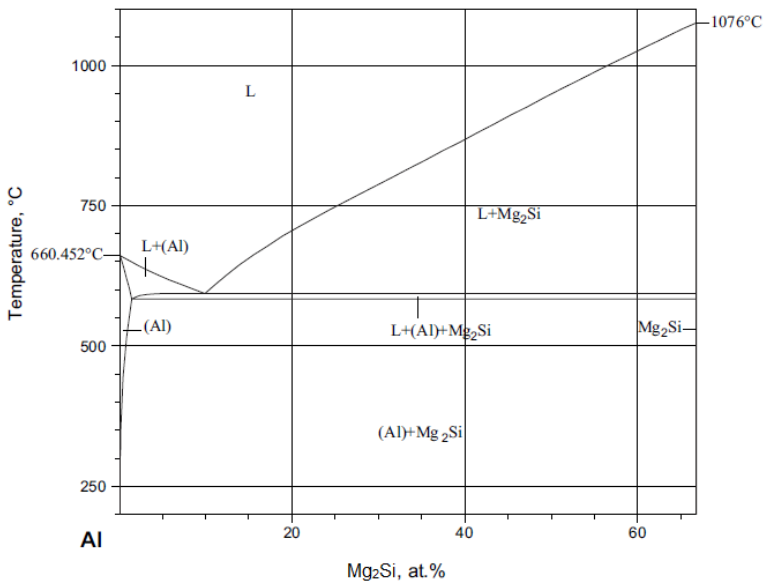


Figura 3. Diagrama de fases em equilíbrio de uma liga Al-Mg-Si (adaptado de Kumar et al, 2005).

No diagrama, nota-se uma região ternária, onde ligas dessa série apresentam a constituinte líquida da liga (L), a fase α (rica em Al com átomos de Mg_2Si dissolvidos) e a fase β (rica em Mg_2Si com átomos de Al dissolvidos). O ponto pseudoeutético se localiza, aproximadamente, à 595°C e com 13-14% do composto Mg_2Si na composição da liga (Zhang, 2001). O Mg_2Si tem massa específica de 1,88 g/cm³ e a formação desse intermetálico é importante, pois aumenta a resistência mecânica da liga (Howard et al, 2003). A solubilidade máxima do Mg_2Si é de 1,85% no alumínio (Bray, 1992). Além disso a fase Mg_2Si é um composto de estrutura cúbica de face centrada (CFC) com 12 átomos/célula unitária e seu ponto de fusão é de 1087°C (Zolotorevsky et al., 2007).

Nas ligas de série 6XXX, a rejeição de soluto (Mg e Si) durante a solidificação induz um líquido interdendrítico mais denso próximo às interfaces de solidificação. Ainda, em situações onde a solidificação acontece em moldes permanentes de aço, há a tendência de difusão de ferro, Fe. Esse teor de Fe pode provocar a formação de intermetálicos Al-Fe e Al-Fe-Si (Brito, 2016).

Liu e Kang (Liu e Kang, 1997) verificaram que o teor de Mg em ligas Al-Mg-Si tem forte inflluência na formação de microestruturas de solidificação, onde o aumento de Mg favorece o aumento do teor de Mg_2Si. Observaram, ainda, que a presença de segregação de Fe para a zona final de solidificação favoreceu a formação de intermetálicos complexos (Al-Fe-Mg-Si).

Na solidificação de ligas multicomponentes fora do equilíbrio, pode ocorrer a formação de fases de todos elementos presentes. Analisando os diagramas de fases de sistemas ternários, verifica-se que a adição de um terceiro elemento muda a formação das fases no processo de solidificação. Nesses sistemas, podem ocorrer condições termodinâmicas associadas à interdifusão de soluto que propicia, assim, a formação de fases secundárias e intermetálicas. A formação das fases primárias e secundárias são facilitadas quando se há uma maior concentração de soluto, isto é, em regiões com menores

velocidades de transformação e taxas de resfriamento. A formação das fases tem a tendência de ocorrer nos contornos de grão (Brito, 2016). Mostra-se na Figura 4, duas análises de EDS feitas em MEV para uma liga Al-Mg-Si de diferentes distâncias até o molde de vazamento da liga, onde se evidencia uma maior formação de fases secundárias em posições mais distantes do molde.

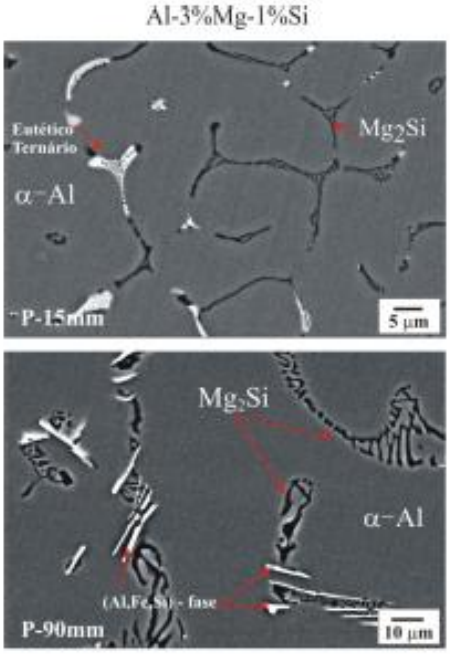


Figura 4. Imagens de MEV (elétrons retroespalhados) evidenciando a morfologia das fases intermetálicas de uma liga AL-3%Mg-1%Si para diferentes distâncias até o molde (15 e 90 mm) (Brito, 2016).

2.1.2 Liga AA 6201

A liga AA 6201 é normalmente utilizada em cabos de condução de alumínio liga (AAAC), onde substituem os condutores de alumínio com alma de aço (ACSR). A solubilidade (dessa liga em específico) do intermetálico Mg_2Si ocorre à 510°C. Além disso, a liga pode ser reforçada pela precipitação do Mg_2Si, caso envelhecida à 150°C por 4 horas (ASM, 2015).

A liga AA 6201, que é utilizada nesse estudo, apresenta composição, em acordo com a *American Society of Metals*, mostrada na Tabela 2.

Tabela 2. Composição da liga de alumínio 6201 (ASM, Vol, 1990).

Elemento	Composição (%)
Si	0,5 – 0,95
Mg	0,6 – 0,9
Fe	0,5 (máx)
Cu	0,1 (máx)
Mn	0,03 (máx)
Cr	0,03 (máx)
Al	Restante

O diagrama ternário de ligas de série 6XXX é mostrado na Figura 5a. Nos três eixos é indicada a proporção, em peso, de cada elemento presente no material e as curvas representadas representam as isotermas *liquidus*. Ampliando a parte inferior direita do diagrama ternário e inserindo concentrações médias de Al, Mg e Si presentes na liga AA6201 (mostrados na Tabela 2), pode-se estimar a temperatura da isoterma *liquidus* dessa liga.

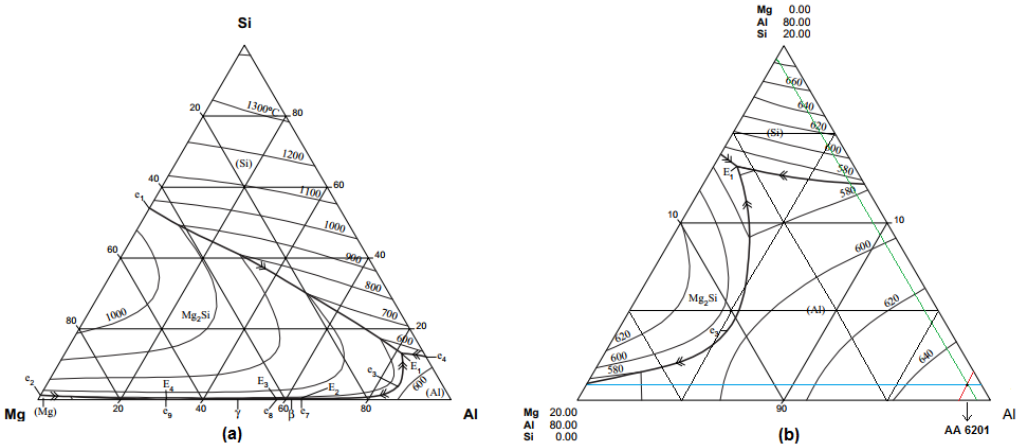


Figura 5. Diagrama ternário de ligas Al-Mg-Si (a) e ampliação (b) do canto inferior direito com concentrações da liga AA6201 (adaptado de Kumar et al, 2005).

A partir da análise da Figura 5b, pode-se avaliar que a temperatura de tranformação *liquidus* de ligas AA6201 é da ordem de 655-660 °C. Inserindo a temperatura da isoterma *liquidus* no diagrama de fases da Figura 3, pode-se estimar que a concentração do composto intermetálico gira em torno de 1,5% (Figura 6) em percentual de massa dessa liga. Embora haja outro ponto sobre a *liquidus* que apresente o mesmo ponto de solidificação, espera-se uma baixa concentração de Mg_2Si, então o ponto é o mais à esquerda no gráfico.

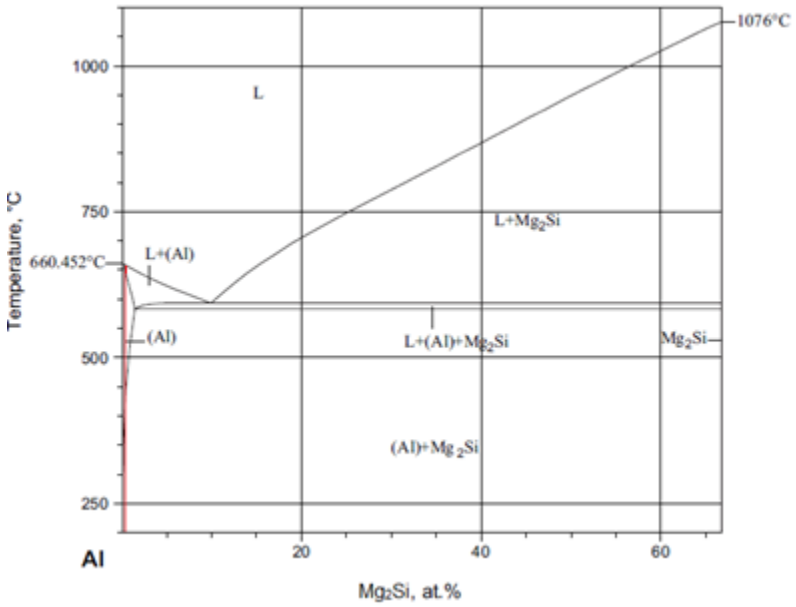


Figura 6. Diagrama de fases da liga destacando a temperatura *liquidus* (adaptado de Kumar et al, 2005).

Portanto, a liga AA 6201 não se encontra próxima da região pseudoeutética da liga, tendo a tendência de não se formar estruturas pseudoeutéticas caso seja solidificada em condições de equilíbrio.

2.2 SOLIDIFICAÇÂO

2.2.1 Solidificaçâo Fora do Equilíbrio

A análise do processo de solidificação em condições transitórias de fluxo de calor apresenta grande importância, uma vez que a maioria dos processos industriais que envolvam solidificação estão classificados nessa classe (Rocha, 2003). O regime transitório é caracterizado pela interdependência do gradiente térmico e a velocidade de solidificação (velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*), isto é, são variáveis que não podem ser controladas e variam ao longo do processo (Rosa, 2007). Alguns parâmetros térmicos apresentam relevância nesse processo como: T_V (temperatura de vazamento), G_L (gradiente de temperatura), V_L (velocidade de evolução da isoterma *liquidus*), V_S (velocidade de evolução da isoterma *solidus*) e $\dot{T}$ (taxa de resfriamento) (Garcia, 2007). A Figura 7 apresenta o encadeamento das etapas que acontecem durante a solidificação de metais.

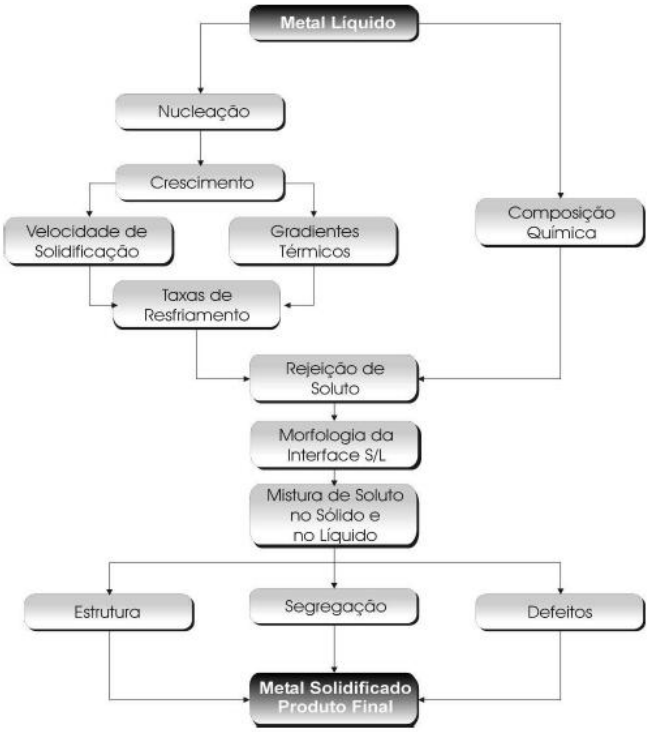


Figura 7. Etapas da solidificação (Garcia, 2007).

Nos processos de solidificação de metais fora das condições de equilíbrio, as velocidades de transformação são maiores que as observadas no equilíbrio. Como consequência, as concentrações de soluto nas fases sólida e líquida não são uniformes, e suas variações com a temperatura não seguem o diagrama de fases (Rezende, 2006).

Para análise da influência dessa condição na liga, considera-se o diagrama de fases de um sistema eutético A-B, mostrado na Figura 8. Nas condições de equilíbrio, a solidificação começa na *temperatura liquidus* (T_L), com início da formação da fase sólida α e termina quando se atinge a *temperatura solidus* (T_S). Caso a solidificação aconteça fora do equilíbrio, não há tempo para que haja a difusão do soluto nas fases sólida e líquida e, por isso, as concentrações de soluto nessas fases não atingirão os valores correspondentes ao diagrama de fase para cada temperatura. Como a difusão de soluto no sólido é desprezível, o sólido formado em temperaturas altas mantém aproxmadamente o teor de soluto original, induzindo um perfil de sua variação no sólido formado (Rezende, 2006).

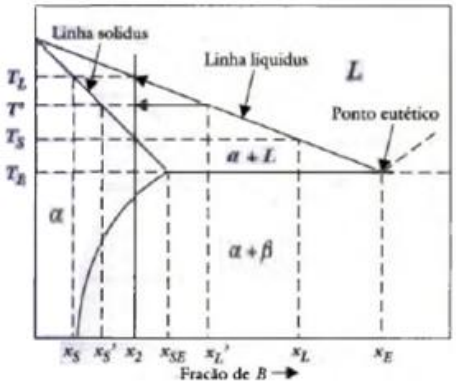


Figura 8. Ampliação do diagrama de fases de um sistema eutético A-B (Rezende, 2006).

Por outro lado, não há tempo para o soluto rejeitado durante a nucleação da fase sólida se difundir no líquido remanescente, havendo a formação de um perfil decrescente de teor de soluto a partir da interface sólido/líquido (Rezende, 2006). Assim, mostra-se, na Figura 9a, a variação do teor de soluto em frente à interface, diminuindo de x'_l a x_2.

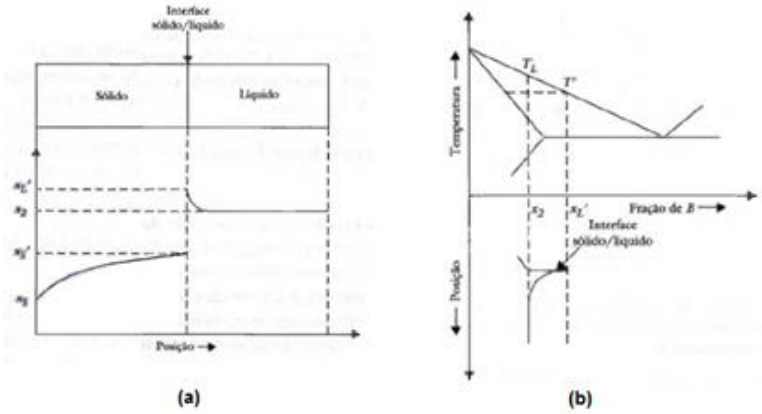


Figura 9. Perfis de variação das frações de soluto na fase sólida, líquida e na interface S/L para uma liga solidificada unidirecionalmente (a) com o gradiente de temperatura nessa região (b) (Rezende, 2006).

Nota-se, pela Figura 9b, que essa variação do teor de soluto corresponde a um aumento da temperatura da linha *liquidus* de *T'* para T_L . A consequência disso é que o líquido na interface sólido/líquido tem a temperatura de início de solidificação (*T'*) menor que a temperatura real de início de solidificação (T_L). Por outro lado, no líquido há um perfil de temperatura crescente a partir da temperatura *T'* da interface, que pode interceptar o perfil de variação da linha *liquidus* provocado pela

segregação de soluto em frente à interface (Figura 10). Nessa região de interseção, o líquido está a temperaturas abaixo das temperaturas de início de solidificação. Esse fenômeno é conhecido como super resfriamento constitucional, *SRC* (Rezende, 2006).

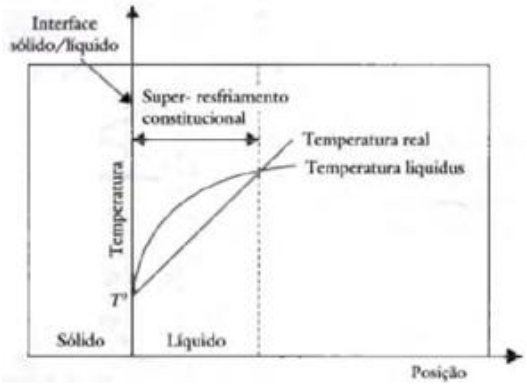


Figura 10. Superposição dos perfis de temperatura real e temperatura *liquidus* em frente à interface sólido/líquido, destacando a região de super resfriamento constitucional (Rezende, 2006).

O líquido nessa região de *SRC* se encontra em uma situação de instabilidade, já que nessa faixa de temperaturas a fase sólida é mais estável que a fase líquida (Rezende, 2006). Dessa forma, há a tendência de desestabilização da interface, inicialmente plana. À medida em que a solidificação fora do equilíbrio avança, essa interface passa a apresentar protuberâncias, as células (Figura 11).

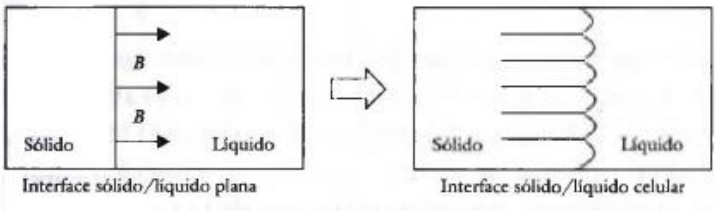


Figura 11. Transição de uma estrutura com interface S/L plana para celular (Rezende, 2006).

As células são formadas e há uma rejeição de soluto nas suar partes laterais, o que culmina na formação de protuberâncias sólidas perpendiculares às células, denominadas estruturas dendríticas (Rezende, 2006). Mostra-se a formação das dendritas a partir das rejeições de soluto na Figura 12.

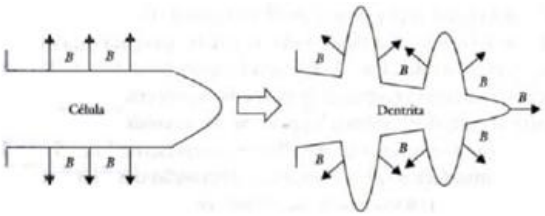


Figura 12. Transição de uma estrutura celular para uma estrutura dendrítica (Rezende, 2006).

Na estrutura dendrítica, o ramo principal (aquele que surge na direção da célula original) é denominado de ramo primário. Os ramos que surgem do primário são denominados ramos secundários. Como a rejeição de soluto continua nos ramos secundários (Figura 12), podem surgir os ramos terciários e assim por diante. Os espaçamentos dendríticos são parâmetros importantes na

análise da estrutura dendrítica. A Figura 13 mostra, de forma esquemática, os espaçamentos primários (λ_1) e secundários (λ_2).

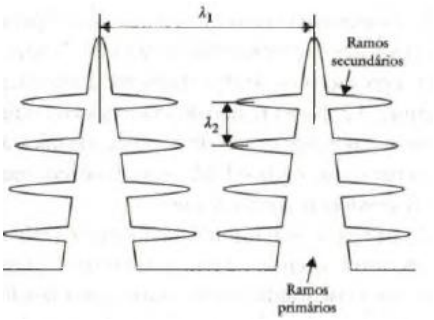


Figura 13. Estruturas dendríticas com espaçamentos primários e secundários (Rezende, 2006).

2.2.2 Parâmetros Térmicos

O processo de solidificação unidirecional de ligas metálicas envolve transferência de calor e massa de uma fronteira móvel e separação entre 2 fases, a líquida e a sólida. A evolução dos parâmetros térmicos da solidificação apresentaa correlação com as características da microestrutura, macroestrutura, segregação de soluto e, consequentemente, com as propriedades mecânicas, desgaste e corrosão (Duarte, 2016). Segundo Garcia (Garcia, 2007), se igualarmos a temperatura da ponta de dendrita (na interface S/L) à temperatura *liquidus* é possível determinar a velocidade de crescimento. A Figura 14 mostra um esquema das evoluções das velocidades de deslocamento das isotermas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S) com a ilustração da ponta da dendrita.

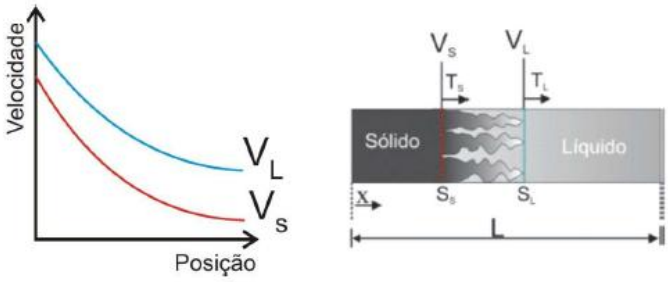


Figura 14. Gráfico das velocidades de transformação em função da posição e evolução das isotermas (adaptado de Bertelli, 2012).

Durante o processo de solidificação, a energia (calor) se move espontaneamente da região de maior temperatura (líquido) para uma de menor temperatura (sólido), caracterizando o vetor gradiente de temperatura (G_L). Como o calor flui de uma temperatura superior para uma inferior, o gradiente tem sentido oposto ao fluxo de calor. Essa variável é determinada por:

$$G_L = \left(\frac{dT_L}{dx}\right)|_{x = S_L} \tag{1}$$

Onde S_L é a posição da isoterma *liquidus*. A taxa de resfriamento ($\dot{T}$) junto à isoterma *liquidus* é definida como a inclinação da curva de resfriamento no momento da passagem da isoterma *liquidus*.

$$\dot{T} = \frac{\partial T_L}{\partial t} = \left(\frac{dT_L}{dx}\frac{dx}{dt}\right)|_{x\,=\,S_L} \tag{2}$$

Assim, fazendo (1) em (2), pode-se relacionar o gradiente térmico em função da taxa de resfriamento.

$$\dot{T} = G_L\frac{dx}{dt} = G_L V_L \tag{3}$$

2.2.3 Técnicas de solidificação unidirecional

A solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada em estudos de caracterização de aspectos macroestruturais, microestruturais e análises relativas à segregação de soluto (Brito, 2016). Esses processos são divididos em duas categorias: aqueles que acontecem em condições estacionárias de fluxo de calor e os que solidificam em regime transitório de extração de calor.

Em regimes estacionários de fluxo de calor, o gradiente de temperatura e a velocidade de crescimento são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento (Garcia, 2007).

Em regimes transitórios de calor, a energia do sistema é extraída pela imposição de um fluido refrigerante em contato com a superfície externa do molde. Nessa técnica, tanto o gradiente térmico quanto a velocidade de crescimento variam livremente com o tempo e a posição no metal. Dessa forma, torna-se extremamente importante a avaliação teórico-experimental da influência das variáveis térmicas sobre as características macro e microestruturais (Brito, 2016).

A técnica de solidificação unidirecional vertical transitória pode ser utilizada experimentalmente em diferentes disposições: vertical descendente e vertical ascendente. A Figura 15 exemplifica esquematicamente como ocorre a extração de calor em cada situação.

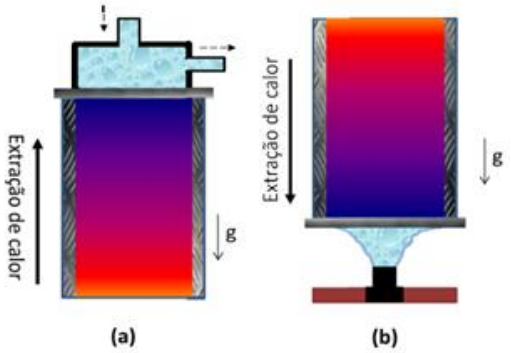


Figura 15. Técnicas experimentais de solidificação unidirecional vertical descendente (a) e vertical ascendente (b) (adaptado de Brito, 2012).

- ***Solidificação Unidirecional Vertical Descendente (SUVD)***: A solidificação ocorre no mesmo sentido da ação gravitacional com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada. Nesse dispositivo, há uma tendência maior de ocorrer convecção natural, em função do perfil crescente de temperatura no líquido na direção da base do lingote. Esse

tipo de solidificação apresenta importância, pois fornece análises comparativas com a solidificação ascendente para verificação das influências de correntes convectivas no processo de solidificação.

- Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente (SUVA): Como o processo de solidificação desse dispositivo atua contra o sentido da ação gravitacional, o soluto/solvente rejeitado na frente de solidificação pode, eventualmente, instabilizar o líquido. Dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, fazendo com que a solidificação se processe de forma completamente estável (Brito, 2016). Mostra-se um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente na Figura 16.

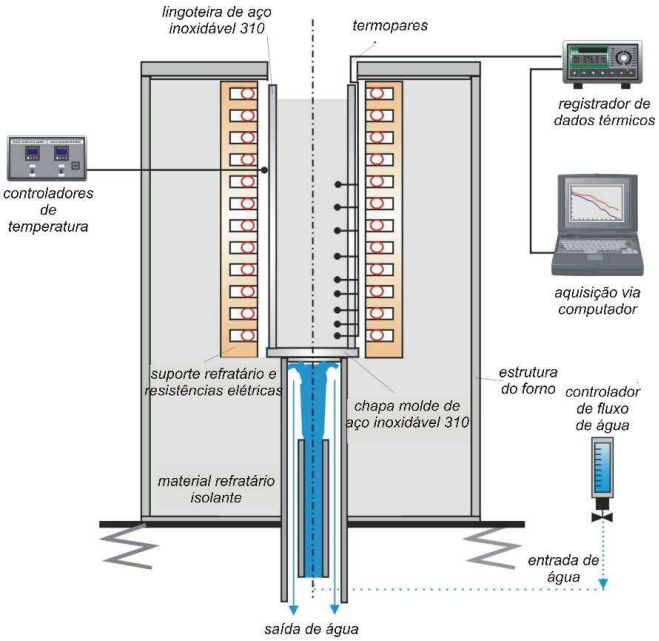


Figura 16. Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente (Spinelli, 2005).

A liga é refundida ou já vazada fundida em molde de formato cilíndrico ou retangular e quando a temperatura da liga líquida atinge determinado valor, inicia-se o fluxo de água por um controlador de fluxo de refrigeração na parte inferior do molde. Lateralmente, um conjunto de termopares é inserido em posições distintas dentro do dispositivo para fazer a verificação, via registrador e computador, da evolução térmica durante o processo. Os dados obtidos serão utilizados para obtêr-se curvas de resfriamento, velocidades das isotermas *liquidus* e *solidus* e gradientes térmicos.

No início da solidificação, uma fina camada de metal é solidificada junto à parede do molde. Porém, à medida que o processo avança, um espaço físico (gap) é formado separando o metal do molde, e que se desenvolve em consequência da interação físico-química do metal com o molde (contração e expansão do molde). Esse gap induz uma resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde e o inverso dessa resistência é o coeficiente de transferência de calor do metal/molde (Rosa, 2007).

A solidificação atua no sentido oposto ao do vetor gravidade e o peso da liga auxilia no contato térmico com a base refrigerada, sendo dificultado após aparecer o gap. Na Figura 17, mostra-se uma seção do dispositivo destacando os modos de transferência de calor como: *i)* condução térmica no metal e no molde, *ii)* trasferência newtoniana na interface metal/molde, *iii)* convecção no metal líquido e na interface molde ambiente. Esses modos são inibidos parcialmente após a formação do gap (Rosa, 2007).

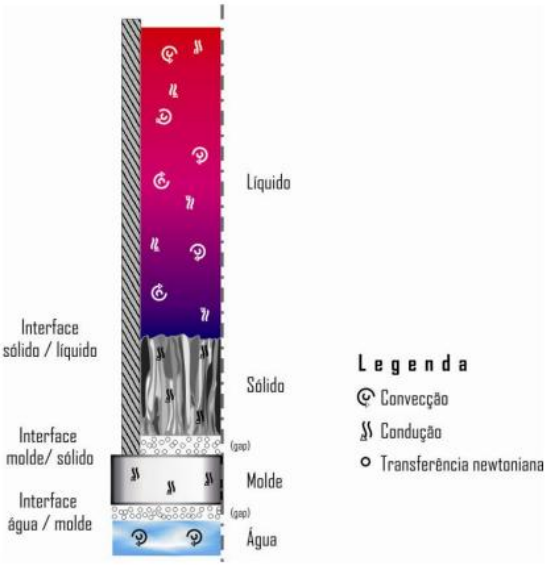


Figura 17. Modos de transferência de calor no sistema molde/metal na presença de gaps (Rosa, 2007).

Sabendo que o perfil de temperatura é crescente em direção ao topo do lingote, o líquido mais denso se localiza junto à fronteira sólido/líquido, e não ocorrem correntes convectivas por diferenças de temperatura e concentração. Assim, a análise dos parâmetros térmicos serão feitos levando em conta que a transferência de calor dentro lingote é por condução térmica unidimensional (Osório, 2003; Siqueira, 2002).

2.2.4 Estruturas de Solidificação

2.2.4.1 Macroestrutura

A macroestrutura da liga é definida a partir da formação (na fase líquida) de núcleos sólidos que dão origem aos grãos cristalinos e braços dendríticos como mostrado na Figura 13. É caracterizada pela morfologia (dimensões, orientação e distribuição) dos grãos cristalinos. As estruturas de solidificação são:

- **Zona coquilhada -** região onde há o contato da liga fundida líquida com o metal frio do molde no momento do vazamento. Ocorre a formação de uma camada de grãos com orientações aleatórias, de pequenas dimensões (Duarte, 2016).
- **Zona Colunar –** a zona colunar é constituída por grãos alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor. Núcleos dessa zona tendem a crescer mais rapidamente, bloqueando

o crescimento dos coquilhados (Duarte, 2016). Na Figura 18, é apresentado de forma esquemática como se dá o surgimento da zona colunar.

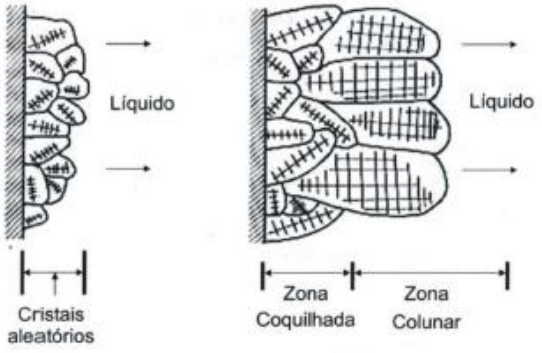


Figura 18. Esquema da formação da zona colunar (Garcia, 2007).

- **Zona Equiaxial -** região final constituída por uma região de gãos cristalinos sem orientação preferencial, denominados equiaxiais, e de dimensões relativamente grandes quando comparados com os grãos da zona coquilhada. Diferente do crescimento da zona colunar, os grãos crescem em direções aleatórias (Duarte, 2016).

Mostra-se, de forma esquemática, na Figura 19, as três regiões da macroestrutura após a solidificação da liga.

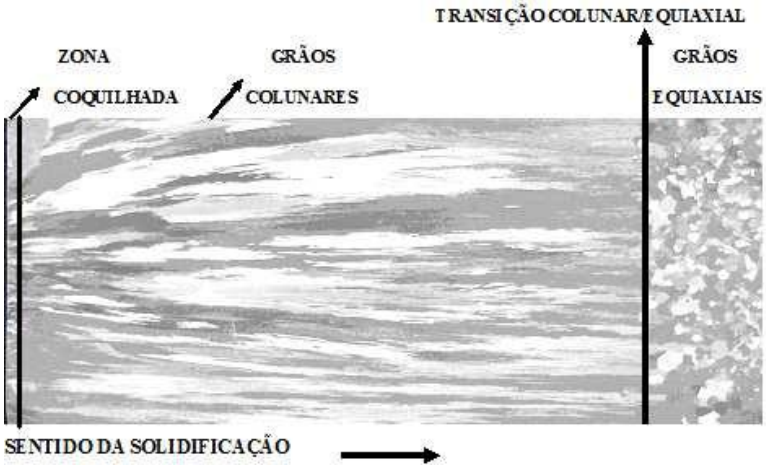


Figura 19. Representação esquemática da liga solidificada (Goulart, 2010).

2.2.4.2 Microestrutura

A microestrutura depende da magnitude da velocidade de deslocamento das isotermas, dos gradientes de temperatura e da distribuição e posição do soluto da liga (Castanho, 2013; Santos, 2006; Garcia, 2001). A forma da interface S/L na frente de solidificação está relacionada com a formação das microestruturas do processo de solidificação. Em condições ideais de retirada de calor, essa interface deveria permanecer plana tanto para metais monofásicos quanto para ligas polifásicas. Porém

alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema liga/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface, dando origem a microestruturas que podem ser planas, celulares e dendríticas (Goulart, 2010).

Alguns fatores influenciam, também, nessa instabilidade de solidificação: i) concentração de soluto C_o, ii) velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* V_L, iii) o gradiente térmico G_L e iv) o valor de SRC. Assim, esses 4 parâmetros são relevantes para a análise da microestrutura formada na liga solidificada, mostrado na Figura 20.

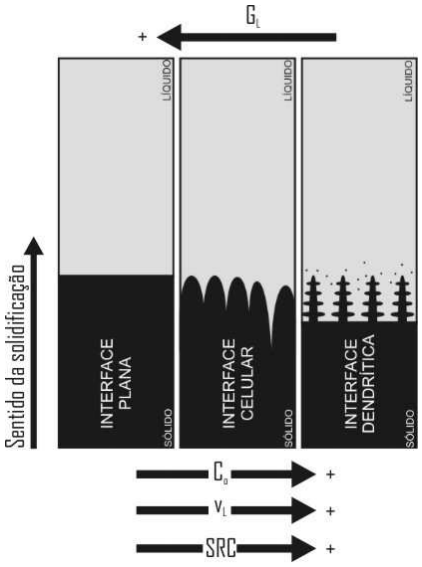


Figura 20. Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação na interface S/L (Rosa, 2007).

Observa-se que o aumento do valor de SRC favorece instabilidades de maior ordem quando surgem dendritas primárias com braços secundários e, até mesmo, terciários, caracterizando as redes dendríticas. Em contrapartida, quanto maior o valor de G_L, maior a estabilidade da interface sólido/líquido e mais homogênea é a microestrutura (Duarte, 2016).

2.3 RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO MATERIAL

A microestrutura das ligas de alumínio influencia diretamente nas propriedades mecânicas do material (Osório, 2005). Pode-se citar algumas propriedades mecânicas que são diretamente influenciadas pelas características microestruturais: *i)* limite de escoamento, *ii)* tenacidade, *iii)* limite de resistência à tração, *iv)* dureza.

Pode-se, também, atentar aos espaçamentos dendríticos secundários observados na microestrutura como um fator de influência nas propriedades mecânicas. Esses braços dendríticos variam de maneira inversamente proporcional com a resistência, isto é, quanto maiores os braços, menor é a resistência (Okaysu, 2013). O crescimento desses braços varia de acordo com a velocidade de solidificação do material, sendo que à medida em que a liga é solidificada mais rapidamente, não acontece a formação desses braços dendríticos. Portanto, sistemas de solidificação que consigam

controlar essas variáveis contribuem na obtenção de produtos com melhor resistência mecânica. Os espaçamentos dendríticos são, também, diminuídos com o teor de soluto (C_o) (Rosa, 2007).

Nos processos de fundição e lingotamento, a morfologia de solidificação é normalmente dendrítica e não tem sua estrutura alterada significativamente em relações a outras posições do lingote. Um modo de correlacionar as propriedades com as microestruturas é na medição dos espaçamentos intercelulares ou interdendríticos, ou seja, a distância entre células (λ_c), braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2). Nesse sentido é bastante importante a determinação correta dos parâmetros que controlam esses espaçamentos durante a solidificação (Rosa, 2007).

As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem, também, do arranjo microestrutural, definido no processo. Assim, tamanhos de grão, formas, tamanhos e espalhamentos de porosidades, produtos segregados irão determinar o comportamento mecânico da liga (Rosa, 2007). Na Figura 21, mostra-se uma representação esquemática de microestrutura com elementos típicos resultantes da solidificação.

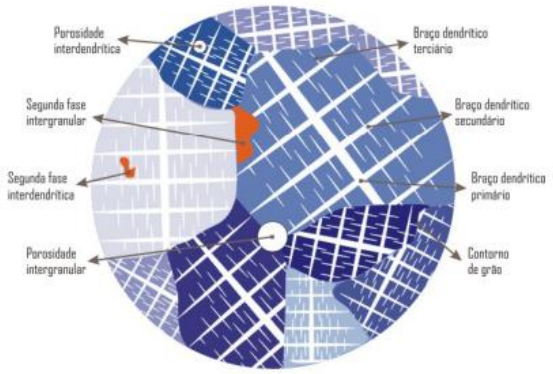


Figura 21. Representação esquemática de microestrutura de fundidos (Rosa, 2007).

É de conhecimento da mecânica dos materiais que a vida em fadiga pode ser, em uma de suas formas, caracterizada a partir da deformação devido a carregamentos cíclicos. Assim, uma condição geral de aumento de vida em fadiga é o aumento da dureza, que promove a diminuição das deformações. Em ligas metálicas, uma forma de se aumentar a dureza seria realizar o refinamento de grãos por aumento da velocidade de resfriamento, por exemplo, ou por outros métodos. Porém, o conhecimento de até onde a microestrutura não é significativa frente à dureza, por exemplo, não é bem conhecido atualmente.

O contorno de grão apresenta grande importância na resistência mecânica de ligas. Isso acontece, pois, os contornos atuam como barreiras aos movimentos de discordâncias. Discordância é um defeito cristalino no qual diversos átomos estão desalinhados e consequentemente provocam uma distorção na estrutura cristalina. A movimentação de discordâncias é o principal fato envolvido na deformação plástica de metais e ligas. Sua mobilidade nas ligas pode ser alterada em função de fatores como composição, segregação e tratamentos térmicos. Mostra-se a movimentação de discordâncias na Figura 22.

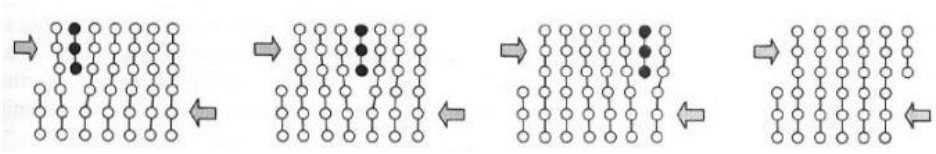


Figura 22. Movimento de discordâncias (Callister, 1999).

Como os grãos apresentam diferentes orientações, uma discordância que caminha dentro de um grão muda necessariamente sua direção de propagação. Além disso, a desordem atômica dentro do grão resulta em uma descontinuidade de planos de escorregamento entre um grão e outro (Callister, 1999).

2.4 FADIGA

2.4.1 Vida em fadiga

O processo de fadiga pode ser dividido em duas fases: a nucleação da trinca e sua propagação. A nucleação se refere ao período decorrido entre a formação da trinca e seu crescimento até seu comprimento macroscópico. Já a propagação se refere ao período de crescimento da trinca devido à carga cíclica até um comprimento crítico que leva a uma falha catastrófica. As trincas podem ocorrer mais rapidamente caso haja não homogeneidades na estrutura granular do metal ou defeitos superficiais, como rugosidade severa ou concentradores de tensão, como entalhes (Teixeira, 2004).

A presença de uma trinca não indica necessariamente o descarte da peça. Os estudos de vida em fadiga em união à mecânica da fratura trazem informações a respeito do quão crítica a trinca é. Ao depender dos resultados, peças podem ser utilizadas com segurança mesmo apresentando trinca, se for constatado que ela ainda não chegou ao seu comprimento crítico.

Os três métodos mais usados para estudar e prever a fadiga são as abordagens pela tensão (curvas S-N), pela deformação (curvas ε-N) e a pela Mecânica da Fratura (Teixeira, 2004).

Ao se estudar a vida em fadiga em função da tensão, realiza-se testes com controle de força. Já ao se estudar em função da deformação, utiliza-se controle por deformação.

Já a Mecânica da Fratura é uma abordagem que lida diretamente com a ocorrência de trincas e é um tratamento mais realista do fenômeno da fadiga.

Em ligas de Al-Mg-Si fundidas, a fadiga é sensível à combinação de inclusões microestruturais e concentrações de tensão (uma inclusão, nesse caso, se refere a qualquer fase que se diferencia da matriz rica em alumínio do metal, como partículas, porosidades, intermetálicos e óxidos) (Mc Dowell, 2002).

2.4.2 Nucleação de uma trinca

As trincas surgem naturalmente devido a não homogeneidades na estrutura granular e cristalina dos metais. Partículas com composição química diferente da composição do metal ou vazios são inevitáveis no processo de fabricação. O resultado dessas não-homogeneidades é uma distribuição de tensões de maneira não-uniforme, que causam regiões de tensões mais severas que se tornam candidatas a nuclear uma trinca (Teixeira, 2004).

Experimentos a fim de se investigar a nucleação de trincas por fadiga em metais puros e macios levaram à conclusão de que a trinca geralmente surge a partir de uma *slip band* e que o número de ciclos para se produzir uma trinca detectável é uma pequena porção da vida em fadiga. Pra alguns metais puros, a nucleação se deu no primeiro 1% da vida total (Pearson, 1975).

Um estudo na liga comercial 2024-T4 concluiu que a nucleação nessa liga é um evento específico que surge na interface entre uma inclusão superficial e a matriz do metal. A separação dessa interface é a mais provável forma de gerar a trinca, já que as inclusões em si não aparentaram falhar (Grosskreutz and Shaw, 1969). O estudo de Pearson conclui que o mesmo ocorre para ligas de Al-Mg-Si, embora tenha mostrado a existência de trincas por falha de inclusão. A Figura 23 mostra a nucleação de uma trinca por separação de interface entre inclusão e matriz, enquanto que a Figura 24 mostra o evento por falha da inclusão.

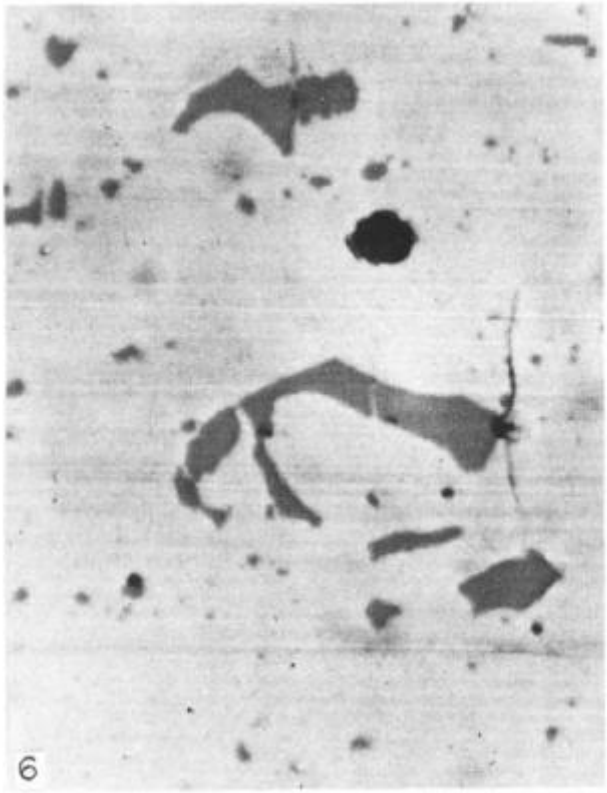


Figura 23. Nucleação de uma trinca por separação da interface inclusão-matriz (Pearson, 1975).

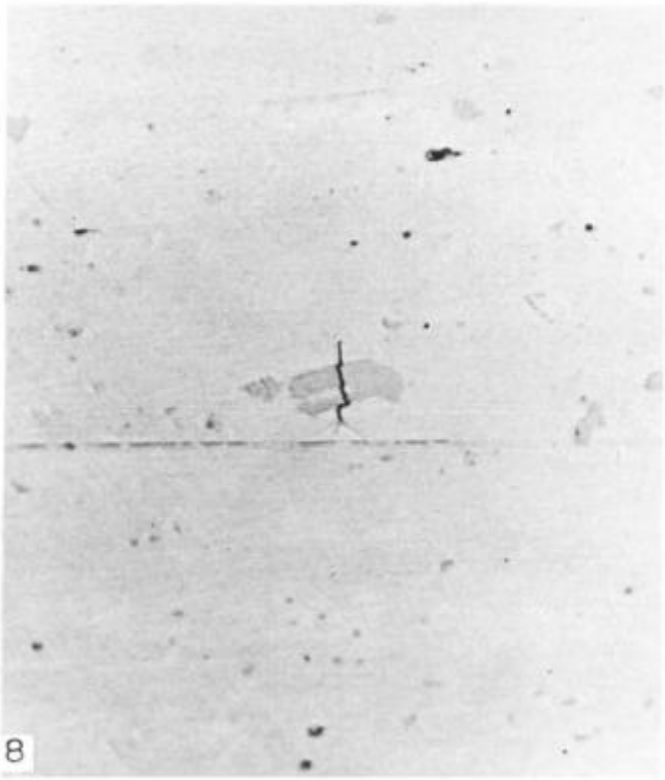


Figura 24. Nucleação de uma trinca por separação da falha de uma inclusão (Pearson, 1975).

2.4.3 Modos de carregamento

A Mecânica da Fratura sugere que trincas em corpos sólidos podem ser carregadas em basicamente três modos, conforme demonstrado na Figura 25 (Teixeira, 2004):

- Modo I: carregamento de abertura;
- Modo II: carregamento cisalhante; e
- Modo III: carregamento de rasgamento.

Embora o modo I seja o mais estudado devido à sua maior presença no mundo metalomecânico, os outros modos também possuem importância no estudo da fadiga.

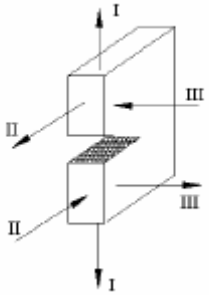


Figura 25. Modos de fadiga em uma trinca em um corpo sólido (Teixeira, 2004).

2.4.4 Influência da microestrutura

A relação entre vida em fadiga e microestrutura pode estar centrada no padrão de distribuição de deslizamento de discordâncias. Em ligas comerciais de alumínio, Mn, Cr ou Ti são comumente adicionados para formar dispersóides. Esses dispersóides são incoerentes com a matriz e não são cisalhados por deslocamentos. O by-pass dos deslocamentos pelos dispersóides promove homogeneização do slip. Dispersóides também podem inibir recristalização (Jiang, 2003).

O comportamento de deformação é controlado por interação de deslocamentos e partículas. Jiang mostrou que, em uma liga 6063 com baixa densidade de dispersóides, o comportamento de deformação é controlado pela interação de deslocamentos e por precipitados (a presença da zona GP em ligas envelhecidas também é determinante). O cisalhamento de precipitados promove deformação heterogênea e produz bandas planares de deslizamento. Já para uma liga 6082 com alta densidade de dispersóides, o comportamento de deformação é controlado pela interação de deslocamentos e dispersóides. Para os dispersóides que não foram cisalhadas pelos deslocamentos, deslocamentos se deram ao redor dos dispersóides e a deformação foi homogênea. As Figuras 26 e 27 trazem a ativação de bandas de discordâncias na liga 6063 e 6082 submetidas a ensaios de fadiga. Nelas, é possível visualizar a ativação de um único sistema em uma liga com baixa densidade de dispersoides e a ativação de múltiplos sistemas em uma com alta densidade. Nota-se, dessa forma, a homogeneidade de discordâncias ao haver aumento na densidade de dispersoides.

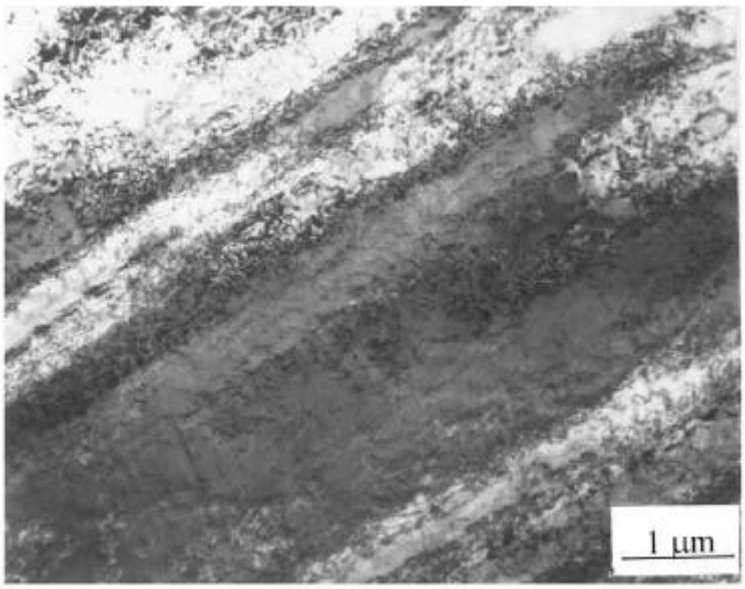


Figura 26. Ativação de um único sistema de bandas de discordância em uma liga 6063 (Jiang 2003).

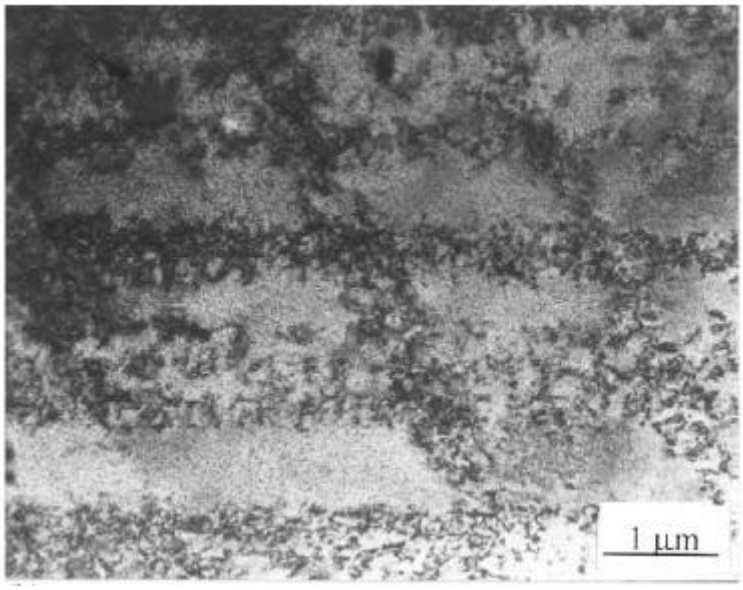


Figura 27. Ativação de mútiplos sistemas de bandas de discordância em uma liga 6063 (Jiang 2003).

Durante a deformação, a densidade de discordâncias aumenta mais rapidamente quanto maior for a densidade de soluto (Waldron, 1965).

Pelloux (1969), Bowles e Broek (1972) propuseram diferentes modelos para explicar a formação de facetas e estrias. Se, durante um ciclo, apenas um sistema de deslizamento for ativado, bandas de deslizamento planares seriam formadas na frente da trinca inicial por fadiga e seu crescimento seria ao longo dessas bandas (primeiro modo de propagação de trinca por fadiga). Essa fratura seria facetada. Caso dois ou mais sistemas de deslizamento fossem ativados, diferentes modos de deslizamentos seriam formadas na frente da trinca inicial e a trinca se propagaria através de estrias (segundo modo de propagação de trinca por fadiga). Assim, o ponto chave para o modo de propagação da trinca é a ativação de sistemas de deslizamento na frente da trinca inicial.

Segundo Duva et. al. (1988), amolecimento inicial (*initial softening*) ocorre para a liga com menos dispersóides e endurecimento inicial (*initial hardening*) ocorre para a liga com mais. A liga com precipitados menores sofreria mais deformação heterogênea nos testes de fadiga. Um outro motivo seria que os contornos de grão inibem deslocamentos, o que favorece a homogeneidade dos deslizamentos e a ativação de vários de seus sistemas.

Dessa forma, conclui-se que dispersóides podem homogeneizar as deformações, fato que influencia a vida em carregamento cíclico pois o modo de fratura por fadiga é controlado pelo comportamento de deformação (Jiang, 2003).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Para o procedimento experimental, a metodologia empregada é apresentada na Figura 28.

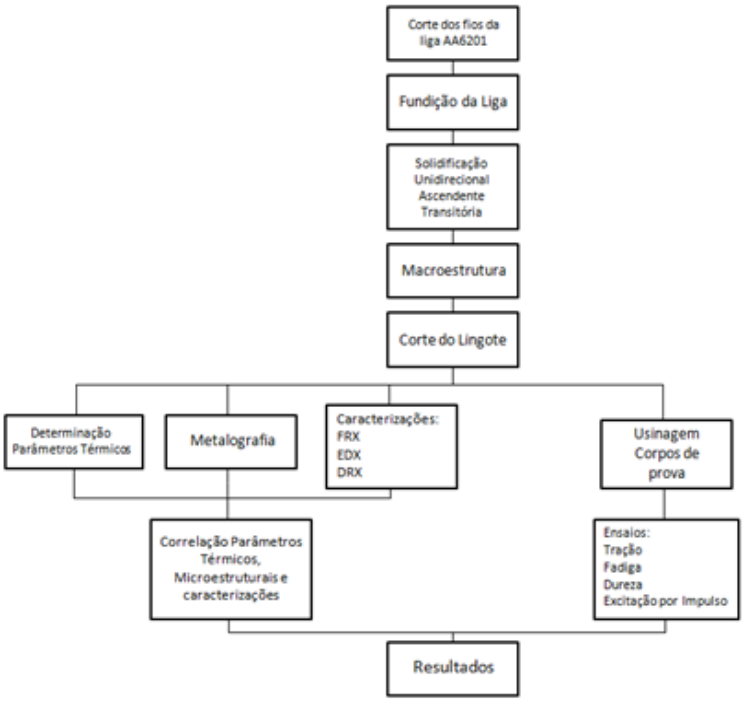


Figura 28. Fluxograma do procedimento experimental.

3.2 MATERIAL

A liga usada foi cedida pelo Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos condutores de energia , localizada no SG-9, Universidade de Brasília. Uma quantidade de aproximadamente 1,5 kg dos fios da liga AA6201 foi cortada com um alicate do próprio laboratório (Figura 29).

Figura 29. Corte dos cabos em vários pedaços pequenos para a fundição.

De acordo com o fabricante, sabe-se que a liga utilizada no estudo apresenta refinadores de grão de sais de boro, que foram adicionados na liga para evitar a formação de maiores contornos de

grão, refinar a sua microestrutura e aprimorar propriedades mecânicas. Esse processo faz com que os esforços sejam uniformizados, não tendo direções preferenciais de atuação, visto que toda há uma uniformização da microestrutura do material.

3.3 EQUIPAMENTOS

3.3.1 Forno Mufla

O forno utilizado para a fundição do alumínio foi linn Elektro Therm, mostrado na Figura 30. É revestido internamente de placas refratárias e controle processado de temperatura, chegando até, no máximo, 802°C. Este forno foi selecionado, pois a temperatura de operação máxima é superior à maior temperatura de início de solidificação de ligas AL-Mg-Si hipoeutéticas, por volta de 660°C.

Figura 30. Forno utilizado na fundição da liga.

3.3.2 Cadinho

O cadinho de grafite, disponibilizado pelo próprio laboratório para alunos da graduação, teve alumina passada em seu interior para livrar a liga de contaminação do banho de metal e facilitar o vazamento da liga fundida, mostrado na Figura 31.

Figura 31. Cadinho utilizado para fundir a liga.

3.3.3 Lingoteira

O dispositivo de solidificação unidirecional utilizado foi uma lingoteira de base de aço AISI 1020 (lixada até granulometria de 800 mesh), e flanges laterais, também de aço AISI 1020, fixadas por parafusos. A lingoteira tem comprimento de 100 mm, altura de 75 mm e profundidade de 65 mm, mostrada na Figura 32. Possui, também, 7 furos laterais de 1,6 mm para o posicionamento dos termopares para registro da evolução térmica do processo. Reveste-se a lingoteira de alumina (refratário) para evitar vazamentos e contaminação da liga. O fluxo de água foi feito por mangueiras para e a placa de aquisição NI-USB9162 da National Instruments (Figura 33) foi utilizada para aferição da evolução térmica do processo**.**

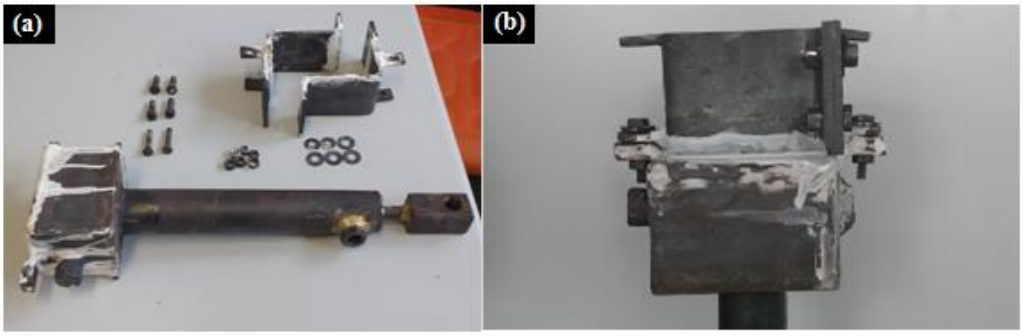


Figura 32. Lingoteira desmontada (a) e montada (b) utilizada para comportar a liga de alumínio.

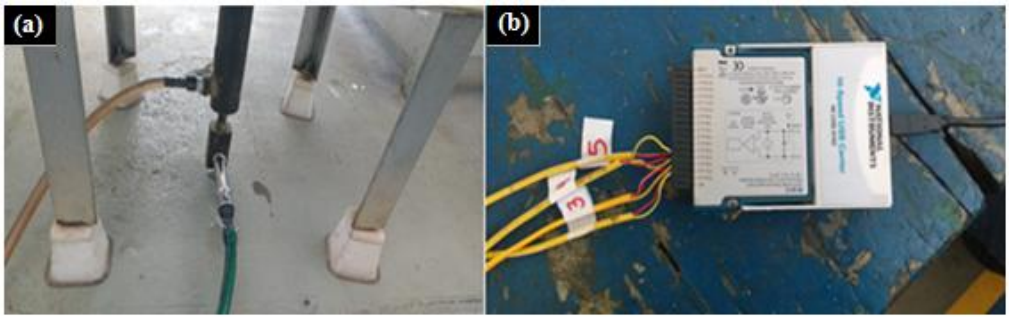


Figura 33. Mangueiras (a), termopares e placa de aquisição (b) utiizados.

3.3.4 Máquinas de Corte

A partir da liga solidificada, utilizou-se a serra fita da fabricante FRANHO de modelo FM 500 (Figura 34a) para fazer a separação do lingote em 2 partes, sendo que uma parte foi destinada à usinagem dos corpos de prova e a outra para a realização de análises microestruturais e retirada de amostras para análises químicas. A serra tem uma espessura de 1.1 mm. Para cortes de maior precisão, utilizou-se uma máquina de corte à disco da fabricante Struers de modelo Secotom-15 (Figura 34b) do laboratório de Metalografia.

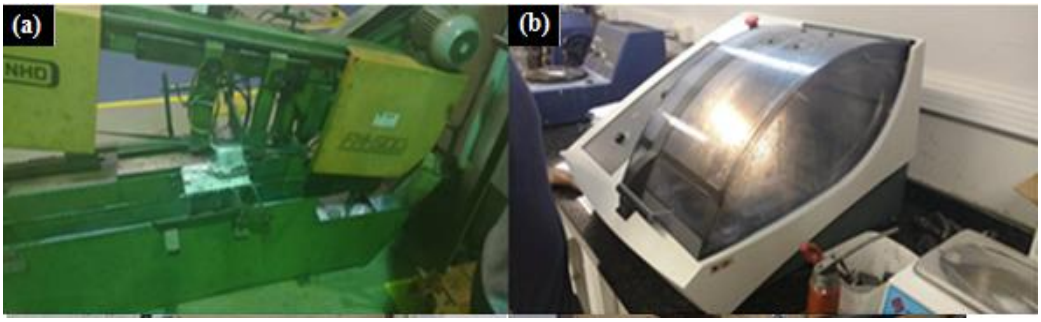


Figura 34. Serra fita (a) e máquina de corte à disco (b).

3.3.5 Caracterização Química

Para realizar a análise da composição química ao longo lingote, retirou-se três amostras (base, meio e topo) do lingote solidificado e enviou-se para a Central Análitica do Instituto de Química da UnB. Foi feito, então, um ensaio EDX (espectroscopia de raios X por dispersão em energia). Essa técnica se baseia na investigação de uma amostra através de interações entre a radiação eletromagnética e a matéria, analisando os raios X emitidos em resposta à incidência dessa radiação. Essa emissão é particular à cada elemento, caracterizando a liga. Para a realização desses ensaios, utilizou-se o equipamento EDX 720 HS, mostrado na Figura 35a.

Para se analisar a presença de óxidos na liga, três amostras, assim como no ensaio de EDX, foram retiradas do lingote (base, meio e topo) e enviadas ao Laboratório de Caracterização Microestrutural do Instituto Federal da Bahia (IFBA), para a realização de uma análise por fluorescência de raios-x (FRX). Utilizou-se, para isso, o equipamento Bruker S2 Ranger, mostrado na Figura 35b.

Para identificação e determinação das fases presentes no lingote, fez-se ensaios por difração de raios-X (DRX). Retirou-se 2 amostras (das utilizadas na metalografia) e enviou-se para a central análitica do Instituto de Química da UnB. O intervalo de análise do ângulo 2Θ foi de 20° a 90°, utilizando radiação Cu-Kα, com um comprimento de onda de 0,15406 nm. Utilizou-se o equipamento D8 Focus da marca Bruker (Figura 35c).

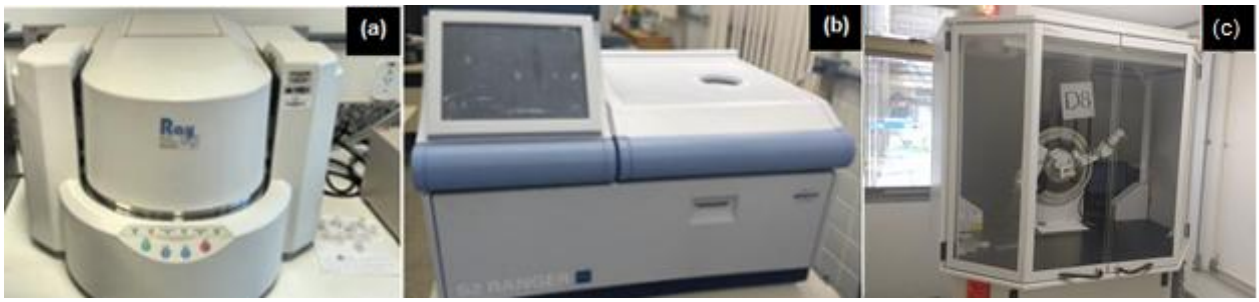


Figura 35. Espectrômetro EDX 720 HS do IQ (a), equipamento Bruker S2 Ranger do IFBA (b) e o difratrômetro D8 Focus Bruker (c).

3.3.6 Módulo de Elasticidade

Para a avaliação de como o módulo de elasticidade do material varia em função do processo de solidificação e seus parâmetros térmicos, fez-se ensaios de excitação por impulso em três partes (que posteriormente foram usinadas em corpos de prova) do lingote, sendo elas: a base, o meio e o topo. Esse procedimento é caracterizado por ser não destrutivo e que obtém, a partir de frequências naturais de vibração do corpo, massa e dimensões, o módulo elástico do material. Para realização desses ensaios, utilizou-se o aparelho Sonelastic, mostrado na Figura 36.

Figura 36. Aparelho Sonelastic.

O software Sonelastic® consiste em um analisadora de vibrações transitórias, das quais são extraídas as frequências e a respectiva taxa de atenuação para a realização do cálculo do amortecimento. A identificação dessa frequência de vibração e seu respectivo amortecimento é feita mediante uma excitação mecânica por impulso no corpo de prova (ATCP, 2012).

3.3.7 Dureza

Para associar a microestrutura com suas propriedades mecânicas, foram feitos ensaios de dureza (com o durômetro Zwick/Roell ZHU250) nas amostras utilizadas na metalografia, mostrado na Figura 37.

Figura 37. Durômetro Zwick/Roell.

3.3.8 Máquina de Ensaios Mecânicos

Para obtenção das propriedades mecânicas de limite de escoamento e tensão de ruptura fez-se o ensaio de tração (Figura 34a) e, posteriormente, os ensaios de fadiga (Figuras 38b). Utilizou-se máquinas MTS System Corporation localizadas no SG-9, da Universidade de Brasília.

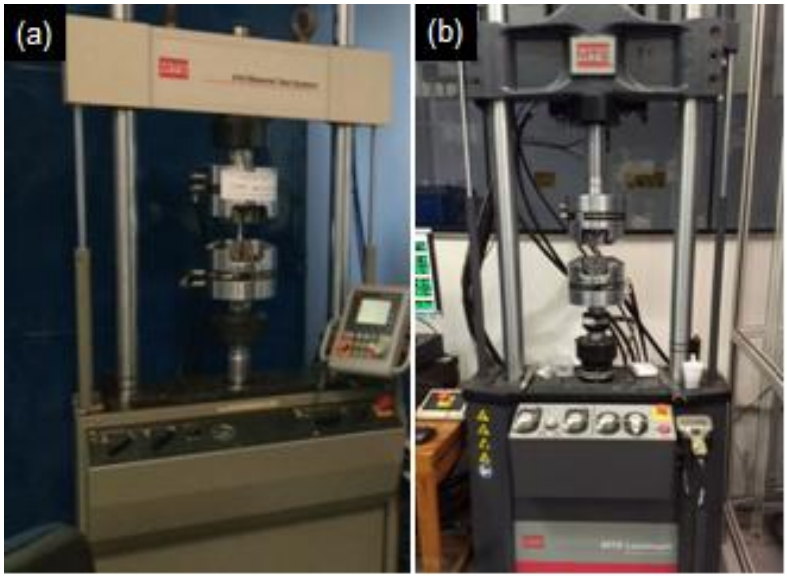


Figura 38. Máquinas MTS utilizadas para realização do ensaio de tração (a) e ensaios de fadiga (b).

3.3.9 Microscopia

Para a visualização, após feita a metalografia, das microestruturas de solidificação utilizou-se o microscópio ótico Olimpus BX51 (Figura 39), do laboratório de metalografia no bloco SG-9.

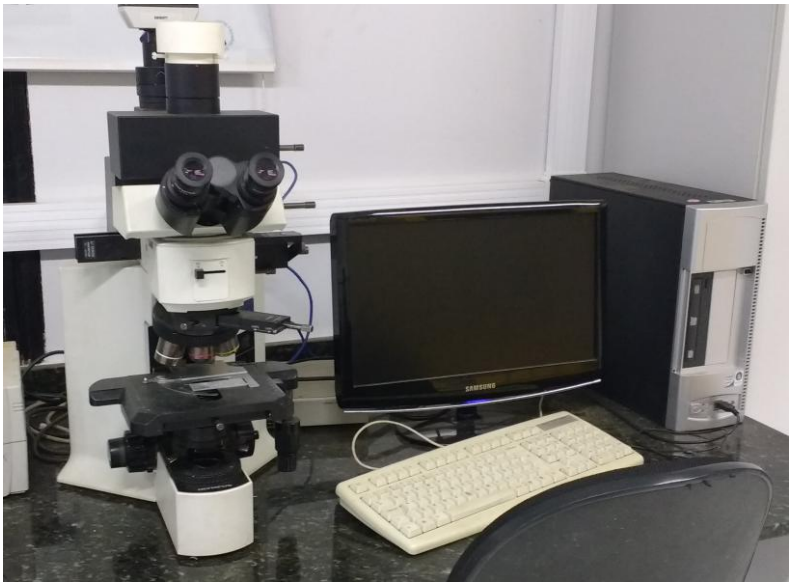


Figura 39. Microscópio ótico Olimpus BX51.

3.4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.4.1 Fundição

O cabo de alumínio foi cortado com um alicate do laboratório de cabos, totalizando uma massa de, aproximadamente, 1,5 kg de fios. A liga foi, então, colocada dentro do cadinho (já com alumina) e posicionada dentro do forno previamente ligado, mostrado na Figura 40a. Após atingir uma temperatura de, aproximadamente, 800 °C, retirou-se a liga já fundida e, com um termopar, aferiu-se a temperatura *liquidus* de (Figura 40b) a partir da recalescência da liga. Então, a liga foi, novamente, posicionada dentro do forno.

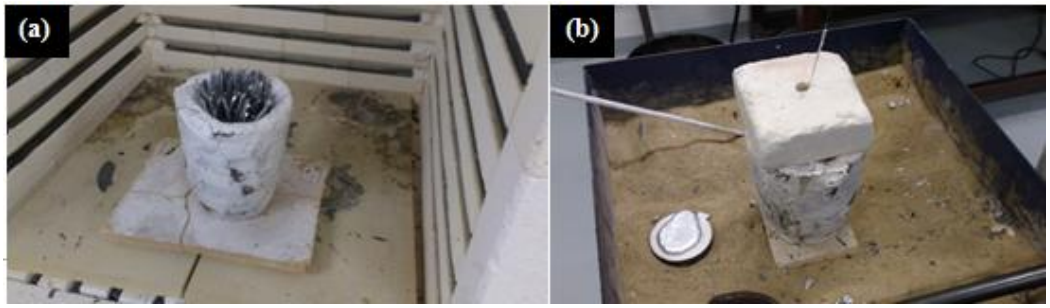


Figura 40. Liga dentro do cadinho posicionada dentro do forno (a) e tomada da temperatura *liquidus* (b).

3.4.2 Solidificação e Parâmetros Térmicos

O processo se inicia com a limpeza da lingoteira, posicionamento das mangueiras e acionamento do fluxo de água, com uma vazão de ϕ = 18,06 LPM. Quatro termopares fechados e calibrados foram inseridos na parte lateral da lingoteira nas posições 3,5/8/12/15 mm. A liga foi, então, vertida dentro da lingoteira, mostrado na Figura 41.

Figura 41. Vazamento do alumínio.

Os termopares foram posicionados com o objetivo de se verificar tanto a temperatura de vazamento quanto os parâmetros térmicos da solidificação, sendo eles o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L), velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), taxas de resfriamento ($\dot{T}$)

e gradiente térmico (G_L) de cada termopar. Para determinação desses parâmetros, fez-se os seguintes procedimentos.

a) *Tempo de passagem da isoterma liquidus* (t_L): Esses tempos são obtidos a partir da intersecção de uma horizontal indicativa da temperatura liquiduas com a temperatura de cada termopar e sua respectiva curva de resfriamento. Mostra-se, na Figura 42, um esquema com a indicação dos tempos em que a temperatura *liquidus* é atingida para diferentes termopares.

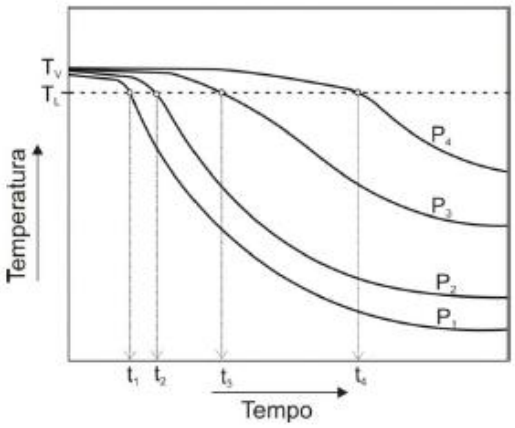


Figura 42. Perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (Brito, 2016).

b) Com os resultados dos tempos de passagem pela isoterma *liquidus*,consegue-se traçar o gráfico PosiçãoxTempo para o deslocamento da isoterma *liquidus* em função do tempo durante o processo de deslogamento. Para gerar uma curva que representa esse comportamento, os dados experimentais são ajustados gerando uma função $P(t) = a.t^{b}$. A Figura 43 apresenta um esquema do gráfico com os pontos experimentais e a curva ajustada.

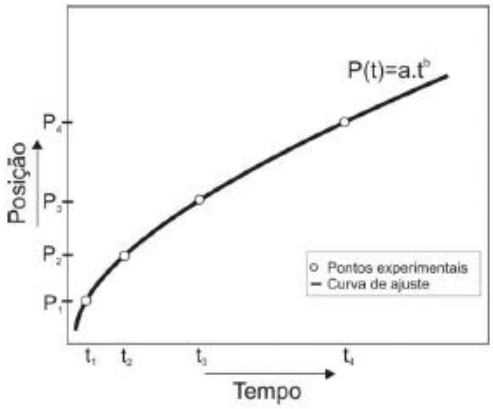


Figura 43. Deslocamento da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo (Brito, 2016).

c) *Velocidade de Deslocamento da isoterma liquidus* (V_L)*:*As velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* são determinadas pela derivada da função experimental de deslocamento P(t), ajustada anteriormente, isto é, $V_L = \frac{dP}{dt}$. A derivada da função P é, então, aplicada em cada instante de tempo de passagem da isoterma *liquidus* correspondente a cada termopar. Mostra-se um esquema da obtenção das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* na Figura 44.

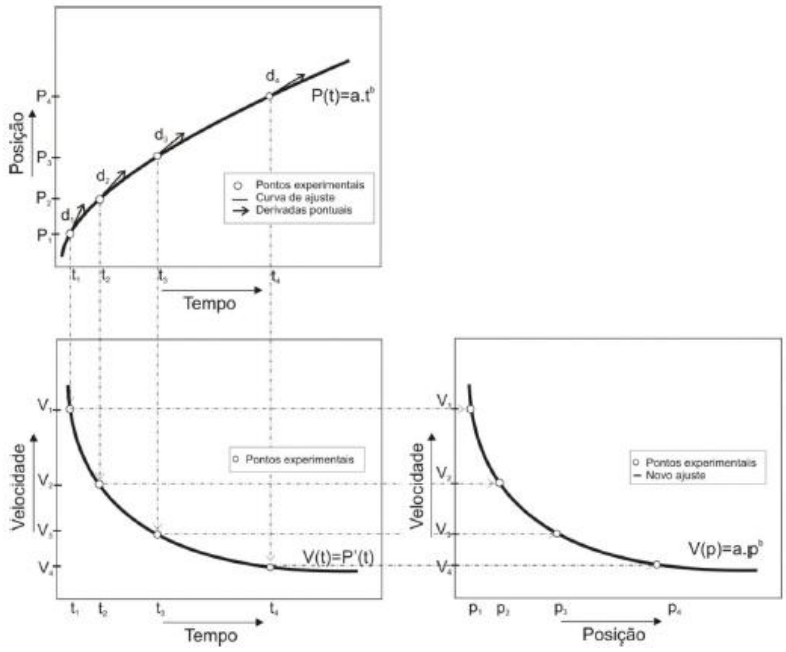


Figura 44. Representação esquemática para cálculo das velocidade da isoterma *liquidu*s (Brito, 2016).

d) *Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)*: As taxas de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* são calculados pela derivada de uma curva ajustada próxima à essa região de transferência de fase. Seguindo Okamoto e Kishitake (Okamoto e Kishitake, 1975), calculou-se as taxas de resfriamento dos termopares utilizando dois pontos, sendo um anterior e outro posterior ao tempo que a temperatura passa pela temperatura da isoterma *liquidus*. A partir desses pontos experimentais, fez-se uma regressão linear e fez-se a derivada no tempo dessa curva. Assim, pode-se ajustar curvas relacionando as taxas de resfriamento de cada termopar em função do tempo e posição, mostrados na Figura 45.

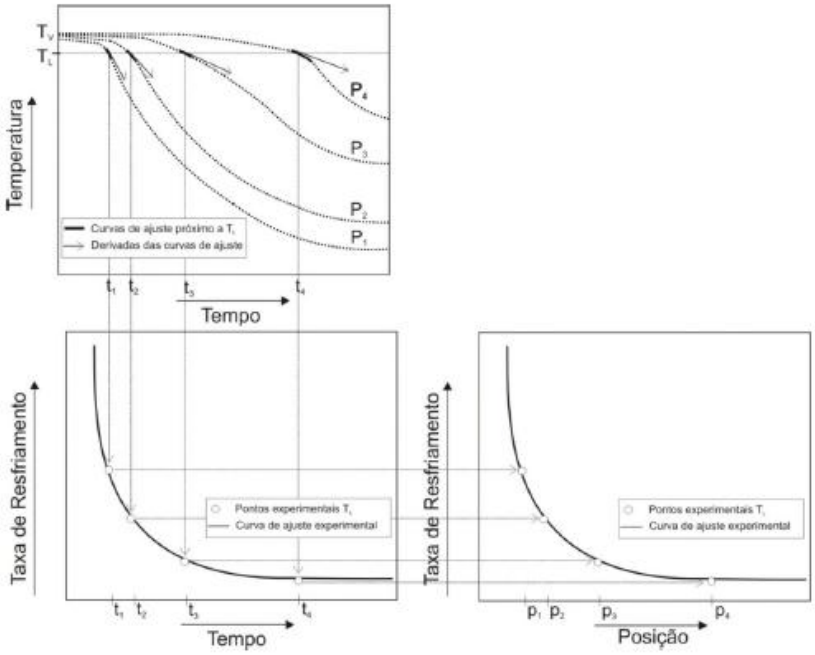


Figura 45. Representação esquemática para cálculo das taxas de resfriamento (Brito, 2016).

e) *Gradiente Térmico à frente da interface S/L (G_L)*: os gradientes térmicos serão calculados através da equação $G_L = \frac{\dot{T}}{V_L}$, variando de acordo com a posição de cada termopar.

3.4.3 Macroestrutura

Após a liga ter sido solidificada, retirou-se os termopares e o lingote da lingoteira. Assim, utilizou-se uma fresa do SG-9 para faceamento (onde os termopares estavam localizados), mostrado na Figura 46a. Assim, fez-se o lixamento (com lixas P220, P400, P600) na politriz Polipan-U dessa face (Figura 46b) e atacou-se, durante 10 segundos, com o reativo Flick (10 ml de HF, 15 ml de HCl e 10 ml de H_2O).

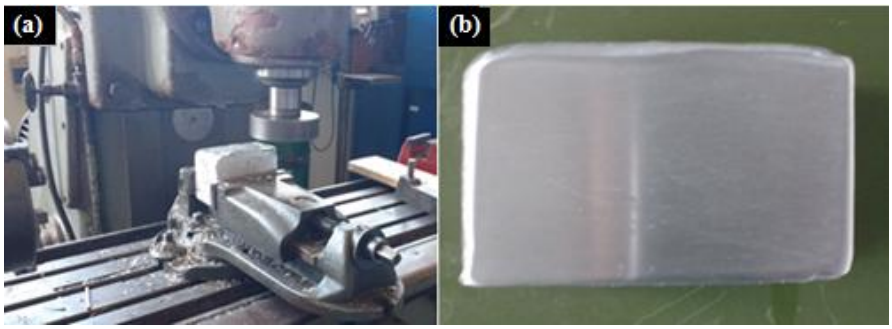


Figura 46. Faceamento (a) feito pela fresa e lingote após lixamento (b).

3.4.4 Corte

Após o ataque para revelação da macroestrutura, fez-se os primeiros cortes, onde não havia a necessidade de grande precisão. Utilizou-se serra fita para esse processo. Inicialmente, o lingote foi separado (considerando a espessura da serra de 1,1 mm) em três partes (Figura 47b) onde as duas porções laterais (com larguras de 20 mm) foram destinadas à usinagem dos corpos de prova para o posterior ensaio de fadiga. A fatia central do lingote foi destinada para fazer os ataques e análise microestrutural da liga ao longo do lingote.

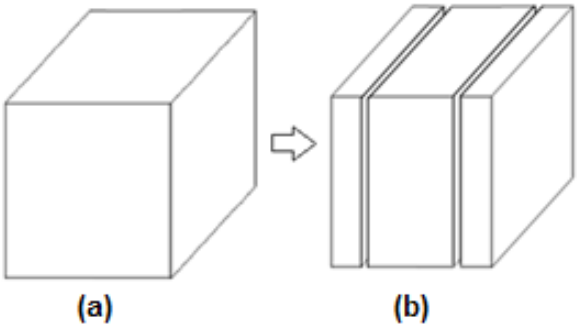


Figura 47. Esquema do lingote antes (a) e depois (b) dos cortes com a serra fita.

A segunda etapa de corte foi feita com a máquina de corte à disco, pois havia uma exigência de maior precisão pelo posicionamento dos termopares utilizados na solidificação. Nesse processo, utilizou-se um passo de 0,025 mm/s, uma rotação de 2300 rpm, um disco de 200 mm de espessura igual a 0,8 mm.

As porções laterais foram cortadas, totalizando 4 fatias por porção (Figura 48b), sendo que a última fatia superior (de distância até o molde igual a 60 mm) não será utilizada por estar na região de rechupe do lingote.

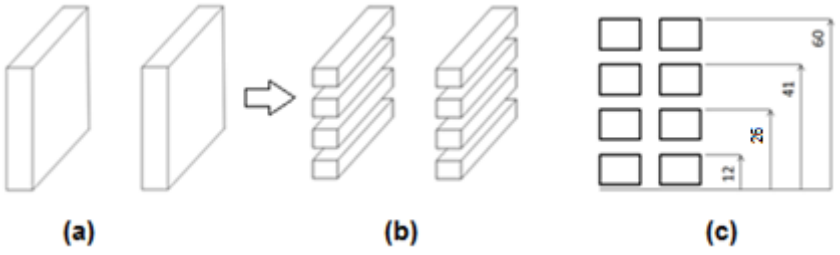


Figura 48. Esquema das porções laterais antes (a), depois do corte (b) e a vista frontal (c) das posições das fatias com suas distâncias em mm.

A porção central do lingote foi cortada, novamente, em 3 partes (Figura 49). A partir da parte central, cortou-se transversalmente e utilizou-se a porção central para o corte final de acordo com as posições dos termopares para o procedimento metalográfico e análises de DRX. Além disso, as duas laterais da parte central do lingote foram cortadas em 3 partes, base, meio e topo, para serem feitas as caracterizações por EDX e FRX, sendo suas alturas relativas à base do metal molde de 25, 45 e 60 mm, respectivamente.

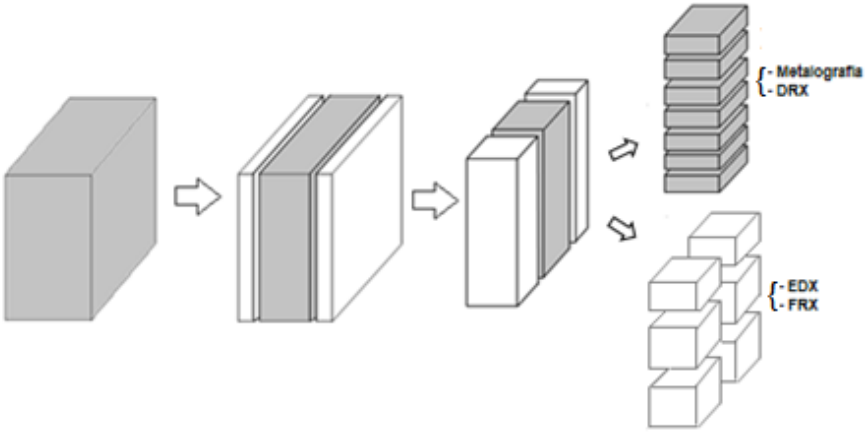


Figura 49. Esquema do procedimento de corte da porção central do primeiro lingote.

Os cortes do lingote foram feitos levando em consideração a posição dos furos da lingoteira destinados aos 7 termopares, mostrado na Figura 50.

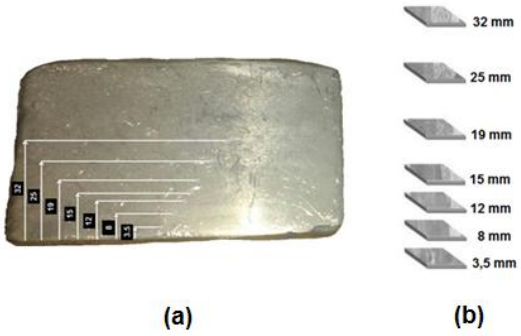


Figura 50. Distância (em mm) dos termopares na face (a) e individualmente (b) em relação à base do lingote.

3.4.5 Corte do Segundo Lingote

Um segundo lingote foi solidificado, sob condições semelhantes ao do primeiro procedimento, com temperatura de vazamento de 678 ºC e vazão de ϕ = 16,02 LPM. O segundo lingote foi destinado à, apenas, usinagem de corpos de prova. Mostra-se o procedimento de corte na Figura 51 e as distâncias das fatias até a base do molde na Figura 52.

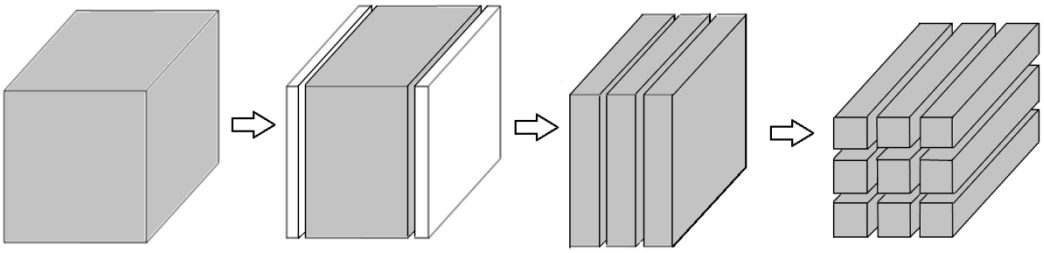


Figura 51. Esquema do procedimento de corte do segundo lingote.

Figura 52. Distância, em mm, da base do molde até as faces superiores dos corpos de prova.

3.4.6 Ensaios de Dureza e Excitação por impulso

As sete amostras foram, antes de serem embutidas, lixadas até granulometria de 1200 mesh e foram realizados ensaios de dureza. Fez-se 6 ensaios com um indentador de tungstênio (W) de 2,5 mm de diâmetro com 15,625 kgf de carga aplicada para verificação do comportamento da dureza do material para, posteriormente, correlacionar os resultados com parâmetros microestruturais e térmicos. Após realização dos ensaios de dureza, as amostras foram embutidas à frio em resina e, novamente, lixadas e polidas para a metalografia.

Para realizar o ensaio de excitação por impulso para verificação dos módulos de elasticidade, retirou-se três corpos de prova antes de serem usinandos (de alturas 12/26/41 mm) do primeiro lingote. Os corpos foram lixados de P400 até P2500 e banhados em utrassom com o objetivo livrar a superfície de impurezas e, assim, fazer os ensaios.

3.4.7 Ensaios Destrutivos

Sabe-se que há transferência de calor pelas laterais da lingoteira. Contudo, considera-se, nesse estudo, que os corpos de prova apresentaram, aproximadamente, os mesmo parâmetros térmicos de solidificação por apresentarem suas seções úteis na parte central do lingote (Figura 53), onde os efeitos de borda são minimizados. Portanto, conclui-se que o crescimento microestrutural dos corpos de prova e das amostras observadas no procedimento metalográfico se deram de forma semelhante. Dessa

forma, pode-se, então, fazer a comparação entre os resultados obtidos nos ensaios à fadiga em função do posicionamento de cada corpo de prova e as microestruturas observadas na parte central do lingote.

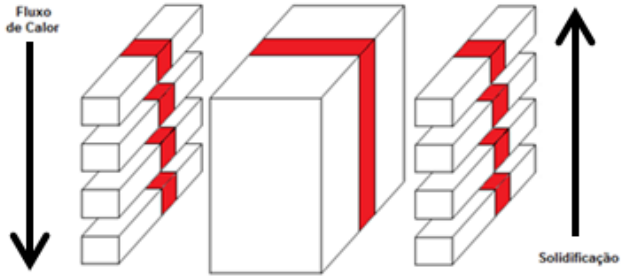


Figura 53. Região de análise do lingote.

3.4.7.1 Fabricação dos corpos de prova

Os corpos de prova foram fabricados com o uso de um torno CNC presente na unidade Gama da Universidade de Brasília. Após sua confecção, foram lixados de forma a apresentar rugosidade de 0,2 µm, valor limite que se exige na norma ASTM E466-15 (Figura 54) para testes de fadiga em materiais metálicos (*5.2.1.1 Specimens with tangentially blended fillets between the test section and the ends)*.

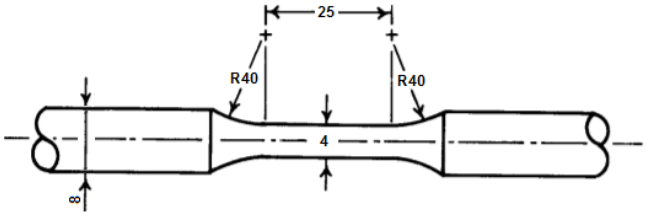


Figura 54. Dimensões do corpo de prova (ASTM - E466-15).

Ao todo, foram confeccionados 15 corpos de prova, sendo 14 destinados a testes de fadiga e um fabricado a fim de se realizar um teste de tração para se obter a tensão de escoamento do material. A Figura 55 mostra alguns dos corpos de prova fabricados.

Figura 55. Corpos de prova fabricados para execução do trabalho.

Assim, com as posições de cada lingote, mostrados nas Figuras 48c e 52, mostra-se o posicionamento da seções médias dos corpos de prova (Figura 56). Dividiu-se os corpos de prova em três grupos N1, N2 e N3 de alturas 6, 13 e 20,5 mm, respectivamente.

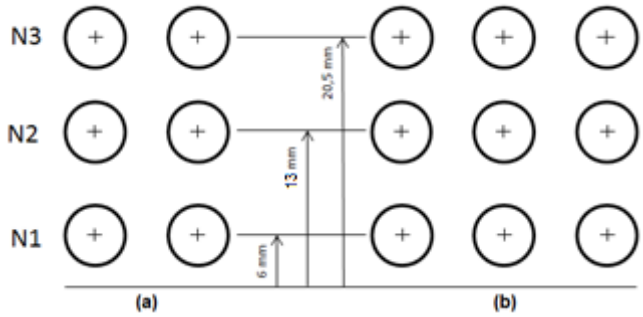


Figura 56. Vista frontal da distância, em mm, das seções médias dos corpos de prova depois de usinados do primeiro (a) e segundo (b) lingote em relação à base do molde.

3.4.7.2 Ensaio de Tração

Como a liga de alumínio utilizada foi fundida, os dados de ensaio de tração presentes na literatura não foram utilizados pois a liga não apresentava mais o tratamento térmico tabelado, portanto os dados consolidados da liga não possuíam validade.

Um ensaio de tração foi realizado para obter o limite de escoamento do material. Esse dado é importante, pois é a partir desse valor que será selecionada a amplitude de tensão do ensaio de fadiga, já que se deseja que o material permaneça no estado elástico durante todo o experimento. O ensaio foi realizado utilizando um corpo de prova de altura intermediária, com o intuito de obter uma tensão de escoamento média para todos os níveis.

O ensaio foi realizado com o auxílio de uma máquina de ensaio MTS com atuador na parte inferior (Figura 38a). A máquina em questão foi selecionada devido à sua célula de carga, que possui capacidade de até 100 KN. Como as propriedades mecânicas não eram conhecidas, optou-se por uma célula de carga que produzisse tensões suficientemente elevadas para se quebrar alumínios em geral. A taxa de deformação foi de 0,2 mm/min e foi selecionada por ser a utilizada em experimentos no laboratório de mecânica dos materiais da UnB.

Os dados de carga por deslocamento foram processados no Excel para gerar a curva de tensão por deformação do material. A partir da inclinação da curva no regime elástico, utilizou-se da convenção da mecânica dos materiais e projetou-se uma reta com início na deformação em 0,001 para obter a tensão de escoamento. Embora a convenção sugira início em 0,002, decidiu-se ser mais conservador quanto à obtenção da tensão de escoamento para não diminuir as chances de se trabalhar perto da região plástica do material.

3.4.7.3 Ensaios de Fadiga

Assim como no tópico 3.4.7.1, os dados tabelados de vida em fadiga para esta liga (como curvas S-N) não foram utilizados pois a liga não possuía o mesmo tratamento térmico.

A fim de realizar os testes de vida em fadiga, foi utilizada uma MTS (Figura 38b) localizada no laboratório SG9 da UnB. A referida MTS foi selecionada pois possuía uma célula de carga de 5 KN. Como a carga para os testes foi de 1,7 KN (selecionada após os resultados dos testes de tração), julgou-se esta célula ser a mais apropriada. Como todos os testes foram realizados à mesma tensão, utiliza-se o número de ciclos até a falha para se comparar a vida em fadiga entre as diferentes alturas do lingote.

O ensaio foi realizado com controle de força e não de deformação. Esta escolha foi feita por tendo em vista a falta de experiência por parte dos alunos envolvidos neste trabalho em ensaios de fadiga. Como o ensaio por deformação é por natureza mais delicado e perigoso, decidiu-se utilizar controle de força.

Além disso, utilizou-se um compensador do tipo *Peak Value Compensator* (PVC) para realizar a compensação do erro da máquina e ajustar o pico do sinal fornecido com o sinal efetivamente exercido pela máquina. Não foi utilizado um compensador de fase pois a sintonia ou não de fases não é importante para este trabalho.

3.4.8 Microestrutura

A porção central do lingote foi cortada nos pontos 3,5/8/12/15/19/25/32 mm, posições relativas aos 7 termopares, sendo identificadas como P1, P2, P3, P4, P5, P6 e P7, respectivamente. As amostras foram embutidas à frio em resina. Lixou-se cada amostra com lixas P400 a P2500. Para o polimento, utilizou-se alumina de 0,5 µm a 0,03 µm. Para a visualização da microestrutura e suas informações (contornos de grão), atacou-se, por 4 vezes, durante 15 segundos com o reagente 48% HF, utilizada para revelação de contornos de grão (*Metalography and Microstructures ASM, 1992*). O microscópio utilizado foi o modelo Olympus BX51 com lentes de aumento de 50X (Figura 39).

Para facilitar a visualização dos contornos de grão de cada seção do lingote, utilizou-se o software Fiji – ImageJ para tratamento das micrografias. Após conversões para 8 bits de todas as micrografias, o processo é iniciado. O tratamento se deu, inicialmente, com a função "*Subract Background*", para correção diferenças de iluminação. Esse comando gera uma imagem de fundo que é subtraída da imagem original, corrigindo essas diferenças. Em seguida, o comando "*Enhance Contrast*" foi utilizado para atenuar os contrastes dos pixels mais claros dos mais escuros. Por fim, utilizou-se a ferramenta "*Treshold*", que é um comando que transforma em 1 o valor dos pixels dentro de uma faixa de valores selecionados e em 0 os pixels que estão fora dessa faixa, gerando imagens binárias. Mostra-se um exemplo do procedimento na Figura 57.

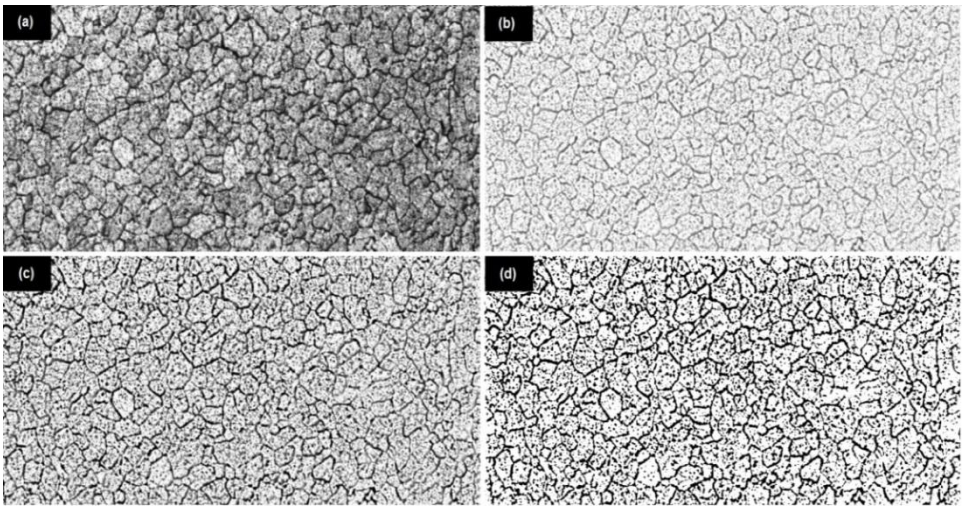


Figura 57. Procedimento de tratamento de imagem: imagem em 8bits (a), comando Subract Background (b), comando Enhance Contrast (c) e Treshold (d).

A liga utilizada possui, de acordo com o fabricante, refinadores de grão de sais de boro. Portanto, a nucleação dos grãos monão se deu de forma homogênea durante a solidificação, impossibilitando a medição dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2). Portanto, mediu-se características dimensionais grãos formados durante o processo de obtenção da liga em função de sua posição no lingote e, consequentemente, em função dos diferentes parâmetros térmicos. Para a quantificação e comparação dos resultados obtidos na microestrutura, utilizou-se métodos de avaliação de tamanho de grão da norma ASTM E 112-96, mais especificamente o método da interseção linear.

Nesse método, estima-se o tamanho de grão médio contando o número de interseções existentes entre o contorno de grão e linhas retas de comprimento único e conhecido, tomando-as como referência. Esse segmento de referência deve percorrer a imagem de forma completa, pois linhas de pequenas dimensões acarretam em imprecisões por terminarem seus comprimentos dentro de grãos (Figura 58). É desejável, segundo a norma, que se faça, no mínimo, 50 interseções ao longo de cada imagem obtida no microscópio para se obter um tamanho de grão médio adequado. Linhas adicionais podem ser feitas para fins de maior precisão na contagem.

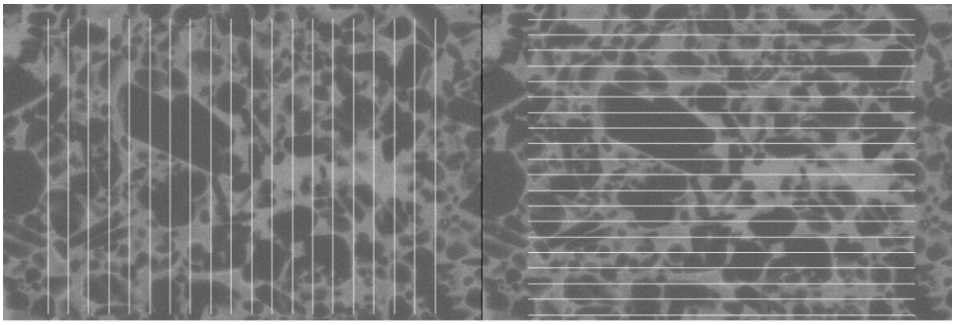


Figura 58. Linhas de referência para a realização do procedimento (Imagem demonstrativa do software IMT).

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 59): i) o final da linha

não atravessa o grão completamente, ii) quando o final da linha toca o contorno de grão, iii) quando a interseção tangencia o contorno de grão, iv) a interseção coincide com o contorno de grão na interseção de três grãos, v) interseção com contorno de dois grãos vizinhos.

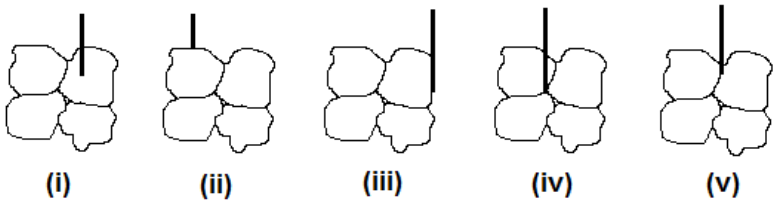


Figura 59. Cenários possíveis para a interseção da linha de referência e contornos de grão.

Cada cenário deve ser levado em consideração na contagem das interseções, isto é, para o caso (i), (ii) e (iii) adiciona-se meio (0,5) à contagem de insterseções. No caso (iv), adiciona-se um e meio (1,5) e no cenário (v), deve-se adicionar um (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 destacada da Tabela 3, da norma ASTM E112-96.

Tabela 3. Equações relacionando tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros microestruturais (ASTM E112-96).

Equation	Units
$G = (3.321928 \log_{10}\bar{N}_A) - 2.954$	$\bar{N}_A$ in mm^{-2}
$G = (6.643856 \log_{10}N_L) - 3.288$	N_L in mm^{-1}
$G = (6.643856 \log_{10}P_L) - 3.288$	P_L in mm^{-1}
$G = (-6.643856 \log_{10}\ell) - 3.288$	ℓ in mm

Assim, com o valor de G, entra-se na Tabela 4, para estimar parâmetros microestruturas das amostras observadas.

Tabela 4. Equações relacionando tamanho de grão ASTM (G) com parâmetros relevantes.

TABLE 4 Grain Size Relationships Computed for Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains

Grain Size No. G	$\bar{N}_A$ Grains/Unit Area		$\bar{A}$ Average Grain Area		$\bar{d}$ Average Diameter		$\bar{\ell}$ Mean Intercept		$\bar{N}_L$
	No./in.^{2} at 100X	No./mm^2 at 1X	mm^2	μm^2	mm	μm	mm	μm	No./mm
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	100.0
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 à esses parâmetros de cada microestrutura de solidificação, deve-se fazer interpolações e, posteriormente, levantar curvas em função da posição no lingote de cada amostra. Na norma ASTM E 112 – 96 é dito que o valor de $G = 00$ simboliza o valor de -1.

4 RESULTADOS

4.1 TEMPERATURA LIQUIDUS

O termopar inserido aferiu o comportamento da temperatura no tempo T(t), até o momento em que se observou a recalescência da liga, mostrado na Figura 60.

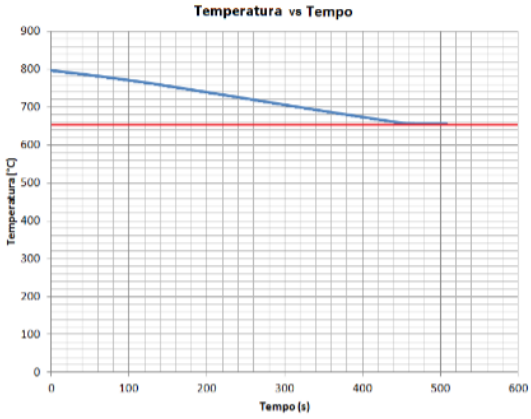


Figura 60. Comportamento da temperatura no tempo.

Com a tomada da temperatura no tempo, têm-se o valor experimental da isoterma *liquidus*, 657°C. E, considerando a situação de solidificação no equilibrio, pode-se entrar no diagrama de fases (Figura 3) e fazer análises relativas às microestruturas e composições esperadas da liga solidificada.

Pode-se estimar, então, que a porcentagem, em peso, do composto intermetálico Mg_2Si é da ordem 1,5%, como analisado no diagrama ternário para essa liga em específico.

4.2 PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

Com os termopares posicionados nas posições 3,5/8/12/15 mm, obteve-se a curva da resfriamento, mostrado na Figura 61.

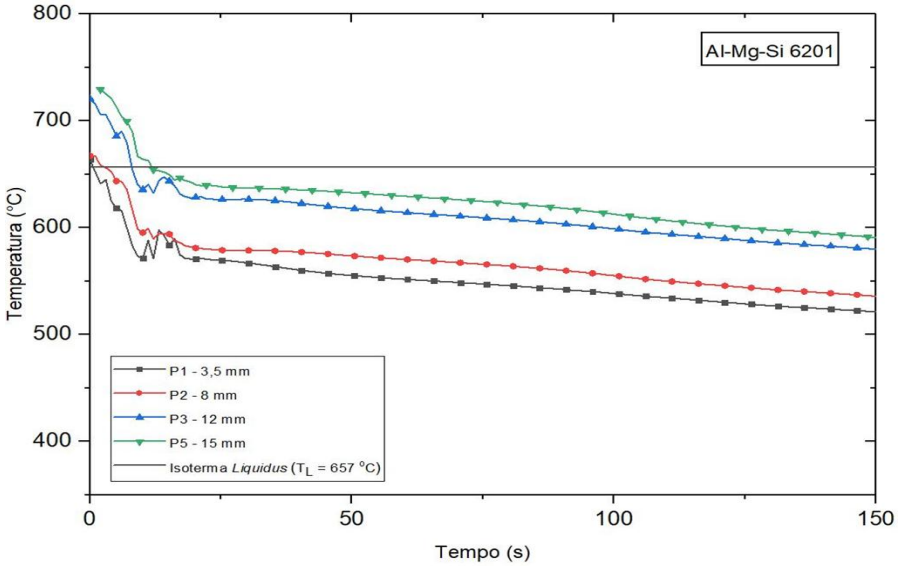


Figura 61. Curvas de resfriamento.

A temperatura de vazamento foi de 684°C (4% acima da temperatura *liquidus*), sendo o primeiro valor do termopar mais próximo à base do molde

Nota-se regiões de aquecimento momentâneo nas curvas de resfriamento. Um dos motivos para esse processo ocorrer pode ser decorrente da contração do metal ao ser solidificado, visto que a liga foi vazada com a base do molde já refrigerada. Assim, à medida em que se vazou a liga, a mesma já se solidificava, proporcionando uma diminuição do contato metal/molde, dificultando a retirada do calor. Além disso, esse aumento pode ser decorrente de correntes convectivas na solidificação da liga.

A partir dos dados dos termopares, obtêm-se os tempos de passagem pela isoterma *liquidus* (Tabela 5) por interpolação. Mostra-se o gráfico da posição no tempo na Figura 62.

Tabela 5. Tempos de passagem pela isoterma *liquidus*.

Posição (mm)	t_L (s)
3,5	3,63
8	5,63
12	10,99
15	14,83

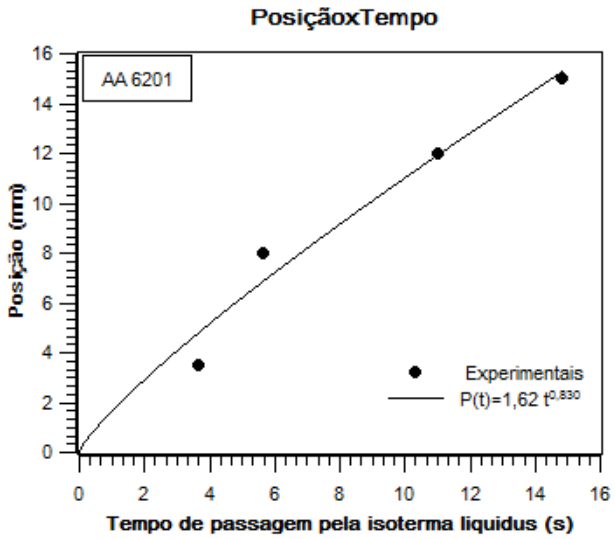


Figura 62. Gráfico da PosiçãoxTempo no processo de solidificação.

Derivando a curva ajustada ($P(t) = 1{,}62t^{0{,}830}$) no tempo, obtêm-se a curva de velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* no processo em função do tempo, $V(t) = 1{,}34t^{-0{,}17}$ (Figura 59 a). Inserindo os tempos obtidos da Tabela 5 nessa equação e associando cada tempo com a posição, têm-se os resultados das velocidades em função da posição (Tabela 6).

De acordo com as velocidades da Tabela 6, traçou-se o gráfico da velocidade em função da posição e fez-se o ajuste ($V(p) = 1{,}32p^{-0{,}16}$), mostrado na Figura 63b.

Utilizando dois pontos (um anterior e outro posterior à T_L) nas curvas de resfriamento de cada termopar para ajustar uma regressão linear e após fazer sua derivada no tempo e aplicar no tempo de passagem da isoterma *liquidus*, consegue-se as taxas de resfriamento de cada posição, mostrada na Tabela 6.

Dessa forma, consegue-se traçar o gráfico, e seus respectivos ajustes, das taxas de resfriamento em função do tempo, $\dot{T}(t) = 66{,}2t^{-0{,}89}$, e em função da posição, $\dot{T}(p) = 67{,}8p^{-0{,}94}$, mostrados na Figura 63c e Figura 63d, respectivamente.

Assim, com as curvas ajustadas de velocidade de deslocamento da *liquidus* e das taxas de resfriamento em função da posição, obêm-se a curva do gradiente térmico em função do tempo, $G_L(t) = 49{,}40\ t^{-0{,}72}$ (Figura 63e). Inserindo os valores de t_L obtêm-se os valores dos gradientes térmicos (Tabela 6). Com os valores dos gradientes, associa-se às posições e o ajuste é feito, $G_L(p) = 43{,}03\ p^{-0{,}61}$. Mostra-se a curva do gradiente térmico em função do tempo e da posição na Figura 63f.

Mostra-se também, utilizando as curvas ajustadas para os parâmetros térmicos $P(t)$, $V(p)$, $\dot{T}(p)$ e $G_L(p)$, os valores para três amostras restantes (19 mm, 25 mm e 32 mm) na Tabela 6.

Tabela 6. Resultados para os parâmetros térmicos.

Posição (mm)	t_L (s)	V_L (mm/s)	$\lvert\dot{T}\rvert$ (°C/s)	G_L (°C/mm)
3,5	3,63	1,07	16,50	19,52
8	5,63	0,99	13,76	14,23
12	10,99	0,89	8,94	8,79
15	14,83	0,84	4,82	7,09
19	19,17	0,82	4,26	5,19
25	26,67	0,79	3,29	4,16
32	35,86	0,76	2,61	3,43

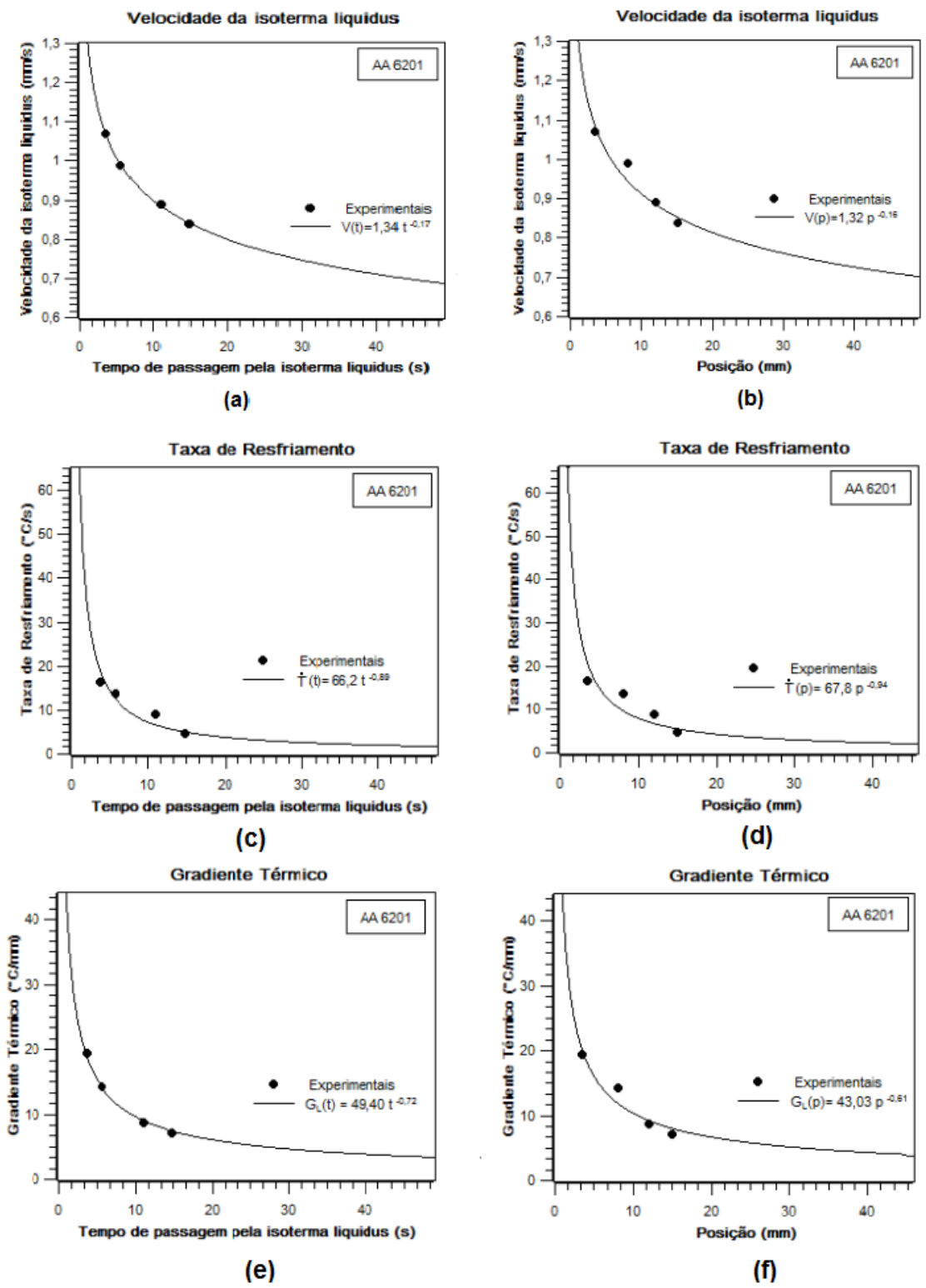


Figura 63. Velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo (a) e da posição (b). Taxas de resfriamento em função do tempo (c) e da posição (d). Gradiente Térmico em função da posição (e) e tempo (f).

Dessa forma, nota-se pelos valores da Tabela 6 e pelas curvas dos parâmetros térmicos da Figura 59 que quanto mais próximo do molde, o metal apresentou os maiores valores de de velocidade de transformação, taxas de resfriamento e, por sua, vez gradientes térmicos.

4.3 ANÁLISE QUÍMICA

4.3.1 EDX

O resultado da análise química por EDX é mostrado na Tabela 7. Na Figura 64 mostra-se a comparação entre os elementos mais presentes (Mg, Si e Fe) em função da posição do lingote.

Tabela 7. Composição química, em porcentagem, ao longo do lingote.

Elemento	Base do Lingote (25 mm)	Meio do Lingote (45 mm)	Topo do Lingote (60 mm)
Al	98,242	97,974	97,697
Mg	0,493	0,610	0,7057
Si	0,498	0,514	0,6083
Fe	0,353	0,422	0,555
Ta	0,033	0,052	0,079
Pb	0,028	0,018	-
Zn	0,018	0,022	0,024
Ti	0,017	0,024	-
Au	<0,01	-	-
Ni	<0,01	<0,01	0,025
Se	<0,01	-	<0,01
W	-	<0,01	-
Ac	-	<0,01	-

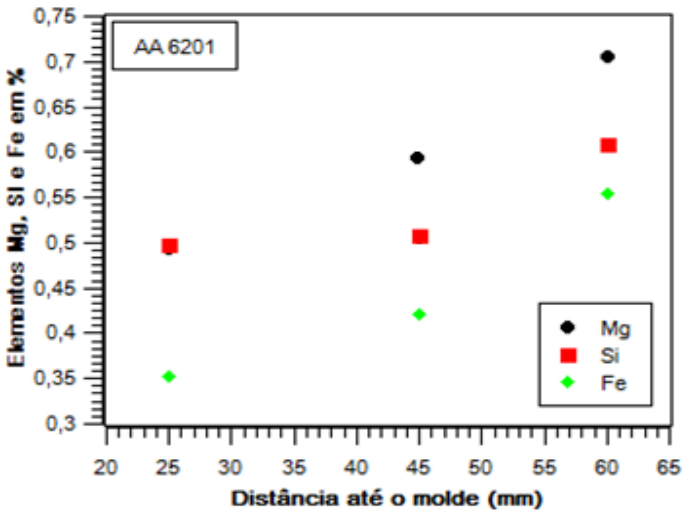


Figura 64. Concentrações de soluto em três regiões do lingote.

Detectou-se a presença de outros elementos como Ta, Pb, Zn, Ti, Ni, Au entretanto, não apresentaram concentrações maiores que 0,1%. A partir da análise dos resultados obtidos para a caracterização química, pode-se observar que a região mais distante do contato metal/molde apresentou concentrações maiores de soluto, isto é, Mg, Si, e Fe. Dessa forma, denota-se que houve maior segregação de soluto para as regiões com as menores velocidades de transformação e menores taxas de resfriamento. A presença do Fe na liga pode ser atribuída tanto ao processo de fabricação da liga, onde as caldeiras que comportaram a liga fundida eram fabricadas em ferro quanto pela difusão de átomos de Fe da base da lingoteira (de aço 1020) no processo de solidificação.

4.3.2 FRX

O resultado da análise dos óxidos da liga por FRX é mostrado na Tabela 8 e Figura 65.

Tabela 8. Óxidos, em porcentagem, presentes na liga em estudo.

Óxido	Base do Lingote (25 mm)	Meio do Lingote (45 mm)	Topo do Lingote (60 mm)
Al_2O_3	97,600	96,700	96,860
MgO	1,390	1,830	1,870
Na_2O	0,350	0,794	-
SiO_2	0,511	0,535	0,710
SO_3	-	-	0,390
Fe_2O_3	0,149	0,141	0,170

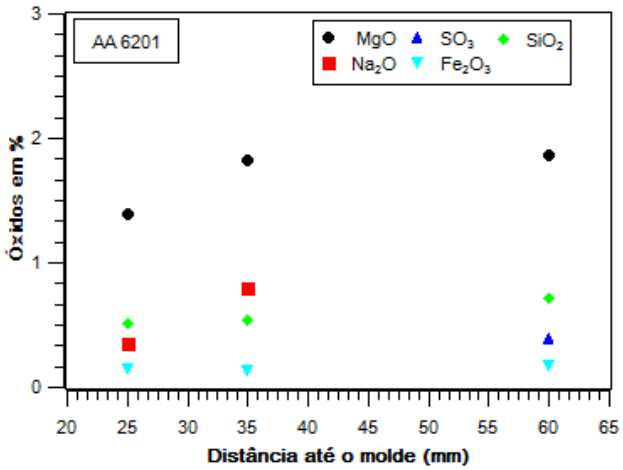


Figura 65. Concentrações de óxidos em três regiões do lingote.

Nota-se a presença de óxidos de sódio (Na_2O) e ferro (Fe_2O_3) na liga. A presença do sódio pode ser incubida ao manuseio inadequado das amostras, contaminando as amostras com as mãos. Já a

presença do ferro pode ser atribuída tanto ao processo de fabricação da liga, quanto pela difusão de átomos de Fe da base da lingoteira na solidificação da liga.

4.3.2 DRX

Após feitas as análises de DRX nas amostras P1 (3,5 mm) e P7 (32 mm) e comparando com cartas de fases presentes em ligas Al-Mg-Si, obtêve-se os resultados mostrados na Figura 66.

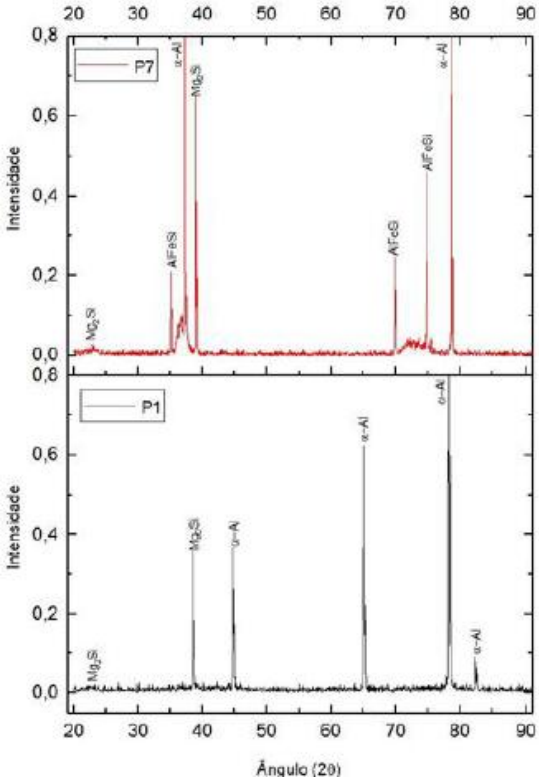


Figura 66. Padrões de difração de raios X em duas amostras, P1 (3,5 mm) e P7 (32 mm) da liga AA 6201.

A partir da análise dos padrões, constata-se que há uma maior formação de fases na parte superior do lingote. Observa-se a presença das fases Al, fases secundárias como Al-Fe-Si e a fase intermetálica Mg_2Si na amostra P7 enquanto na amostra P1 observa-se a presença, apenas, das fases Al e Mg_2Si. Segundo Brito (Brito, 2016), a formação de fases secundárias de ligas Al-Mg-Si é mais favorecida pelos parâmetros térmicos, isto é, as regiões com menores velocidades de transformação e menores taxas de resfriamento propiciaram a formação dessas fases de Al-Fe-Si. Indo além, Liu e Kang (Liu e Kang, 1997) afirmam que que a quantidade de Mg nas regiões de análise influencia diretamente na formação do Mg_2Si, portanto, sabendo pelos resultados de EDX que há uma maior concentração de Mg nas porções superiores do lingote, espera-se que a formação do intermetálico seja favorecida.

4.4 MÓDULO ELÁSTICO

Fez-se 7 ensaios não destrutivos para cada corpo de prova (N1, N2 e N3) e a média dos resultados é mostrada na Tabela 9. Considerou-se um coeficiente de Poisson de 0,33.

Tabela 9. Resultados para o ensaio de excitação por impulso em três corpos de prova dos grupos N1, N2 e N3.

Região	N1 - 6 mm	N2 – 13 mm	N3 – 20,5 mm
Área da seção (mm²)	63,6 ± 0,1	63,6 ± 0,1	63,6 ± 0,1
Comprimento (mm)	89,0 ± 0,1	92,2 ± 0,1	92,7 ± 0,1
Massa (g)	16,3442 ± 0,0001	16,9487 ± 0,0001	16,9254 ± 0,0001
Massa específica (g/cm³)	3,24 ± 0,01	3,17 ± 0,01	3,16 ± 0,01
Módulo Elástico (GPa)	74,44 ± 4,03	73,05 ± 4,00	71,50 ± 3,87

A partir dos resultados obtidos, observa-se que à medida em que se distancia da base o lingote (menores taxas de resfriamento) apresenta menor módulo de elasticidade, denotando uma menor rigidez dessa região quando comparada à base do lingote (maiores taxas de resfriamento).

4.5 DUREZA

Fez-se ensaios em 6 pontos distintos das amostras da Figura 46b, considerando, então, a média desses valores. Utilizou-se a dureza Brinell com um indentador de tungstênio (W) de 2,5 mm de diâmetro com 15,625 kgf de carga aplicada. Mostra-se a média de cada amostra na Tabela 10.

Tabela 10. Dureza Brinell em função do número de cada amostra.

N° da Amostra	**Dureza (HBW 2,5/15,625)**
P1 (3,5 mm)	52,01 ± 2,12
P2 (8 mm)	48,72 ± 0,98
P3 (12 mm)	47,21 ± 1,42
P4 (15 mm)	45,81 ± 1,31
P5 (19 mm)	42,14 ± 0,41
P6 (25 mm)	41,52 ± 1,29
P7 (32 mm)	40,01 ± 1,89

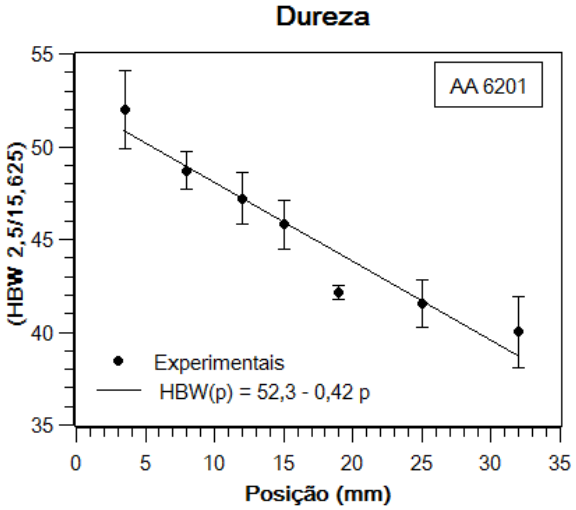


Figura 67. Dureza Brinell em função do número de cada amostra.

A partir dos dados da Tabela 10 e do gráfico da Figura 67, pode-se notar que as amostras mais próximas da base (maiores taxas de resfriamento) tiveram valores de dureza superiores quando comparadas às fatias superiores.

4.6 MACROESTRUTURA

O lingote após ser atacado com o reagente Flick é mostrado na Figura 68 com os sentidos de retirada de calor e solidificação.

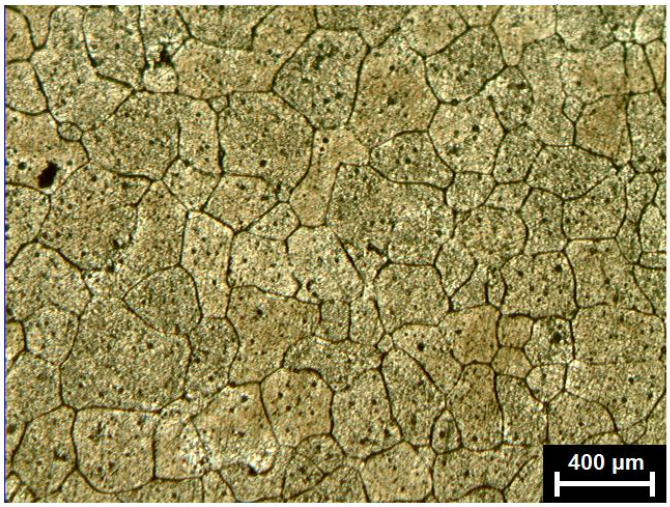
Figura 68. Face do lingote após ataque com o reagente Flick.

Nota-se a presença de, apenas, regiões equiaxiais ao longo do lingote. A formação da zona colunar foi inibida provavelmente devido à presença dos refinadores de grão (sais de boro), presentes nessa liga. Assim, a macroestrutura do lingote é, basicamente, formada por regiões bastante refinadas.

4.7 MICROESTRUTURA

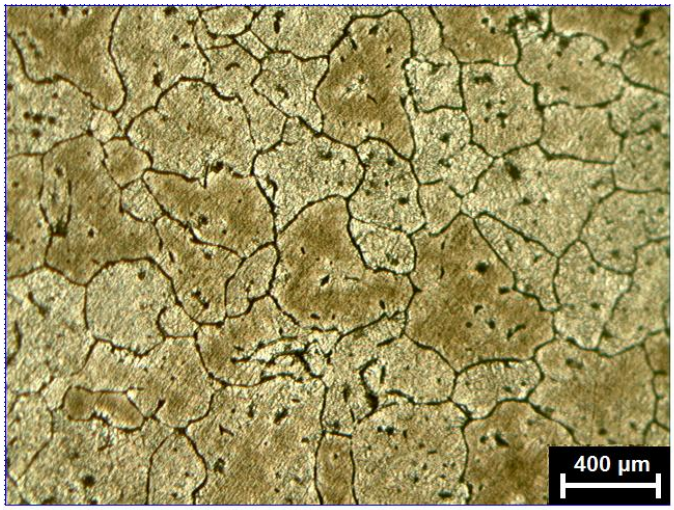
Após 4 ataques de 15 segundos em cada amostra com o reagente 48% HF, visualizou-se, com o microscópio ótico, as microestruturas com as lentes de 50X. A partir das cruvas ajustadas para os parâmetros térmicos, pôde-se avaliar (em função da posição) os mesmos parâmetros para as

microestruturas. Mostra-se diferentes micrografias em diferentes alturas com seus respectivos parâmetros térmicos (Figuras 69, 70, 71, 72, 73, 74 e 75).



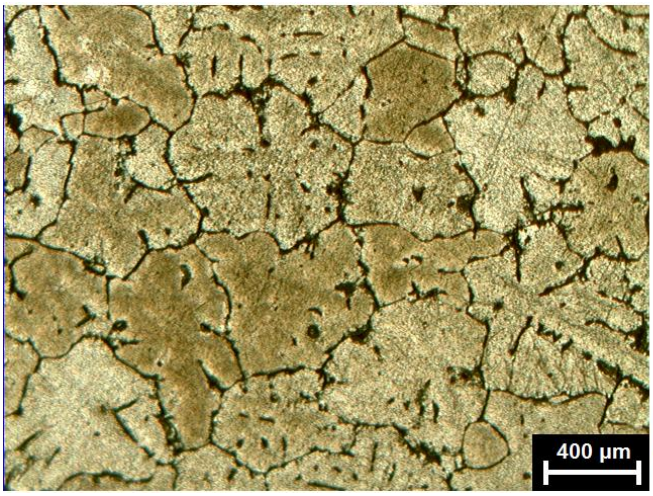
P1 - 3,5 mm
V_L - 1,07 mm/s
$\dot{T}$ - 16,50°C/s

Figura 69. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P1 (3,5 mm).



P2 - 8 mm
V_L - 0,99 mm/s
$\dot{T}$ - 13,76 °C/s

Figura 70. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P2 (8 mm).



P3 - 12 mm
V_L - 0,89 mm/s
$\dot{T}$ - 8,94 °C/s

Figura 71. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P3 (12 mm).

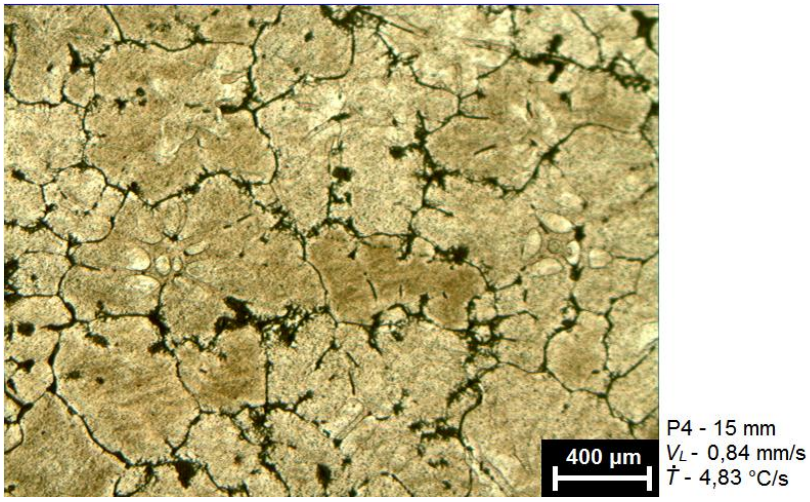


Figura 72. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P4 (15 mm).

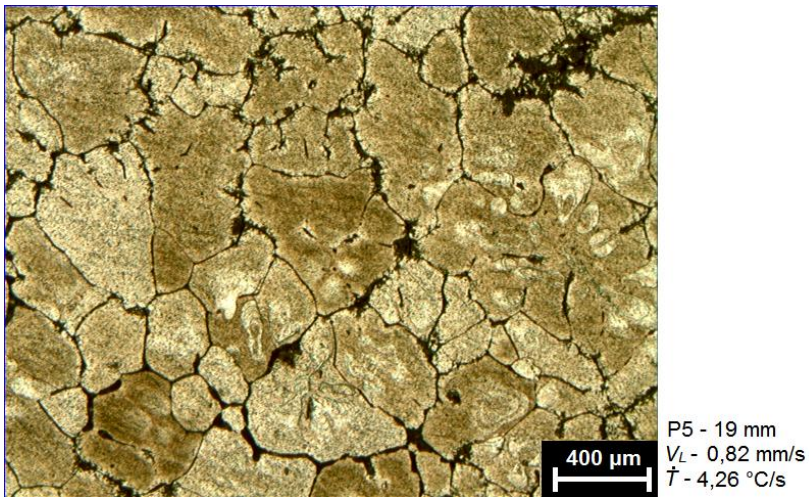


Figura 73. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P5 (19 mm).

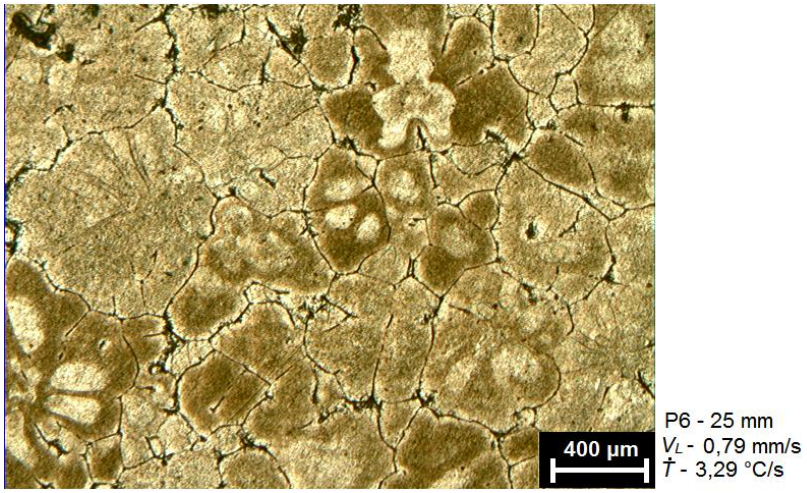


Figura 74. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P6 (25 mm).

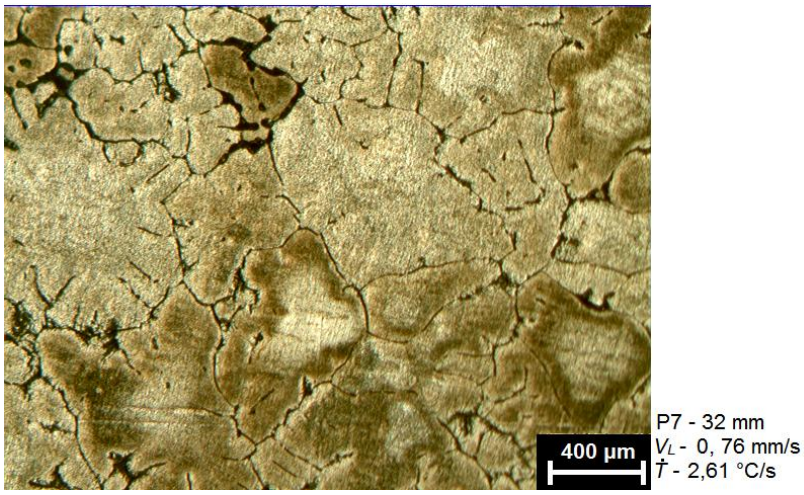


Figura 75. Microestrutura transversal à solidificação e parâmetros térmicos da amostra P7 (32 mm).

A partir da análise qualitativa das micrografias relativas à cada distância metal/molde, conclui-se que à medida em que se diminui os valores de taxas de refriamento e velocidades de transformação (velocidade da isoterma *liquidus*) a microestrutura ficou mais grosseira, com aumento dos tamanhos de grão. Para realizar a quantificação de parâmetros microestruturais, fez-se o procedimento da interseção linear.

4.7.1 Parâmetros microestruturais

Fez-se três micrografias em três pontos distintos da amostra com o objetivo de se obter a melhor representação da região. Assim, fez-se o tratamento de imagem, afim de se destacar os contornos de grão para, então, fazer a quantificação (pelo método das interseções da norma ASTM E 112-96) dos diâmetros médios relativos e n° de grãos/mm² das amostras ao longo do lingote. Mostra-se as imagens (Figuras 76, 77, 78, 79, 80, 81 e 82) após tratamento no software ImageJ-Fiji com os resultados de P_L (número de interseções por mm), G (tamanho de grão ASTM), N_a (número de grãos/und. de área em mm²) e $\bar{d}$ (diâmetro médio de grão) de cada micrografia. A linha de referência utilizada têm L = 2,04 mm.

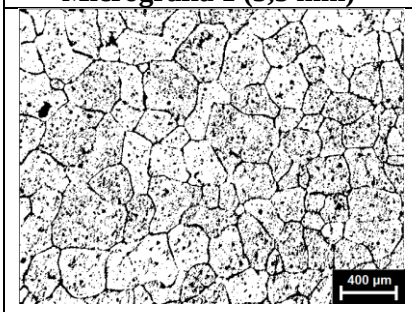
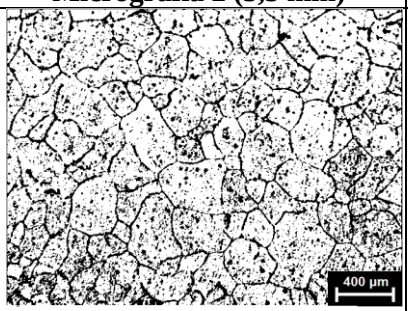
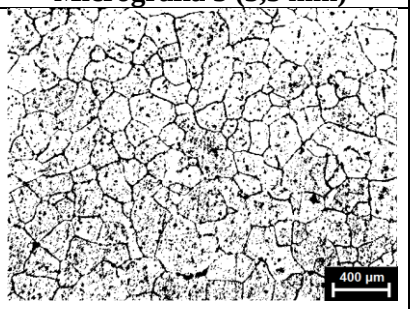
Micrografia 1 (3,5 mm)	Micrografia 2 (3,5 mm)	Micrografia 3 (3,5 mm)
		
P_L = 4,88 mm^{-1}	P_L = 4,61 mm^{-1}	P_L = 4,41 mm^{-1}
G = 1,28	G = 1,12	G = 1,02
N_a = 19,91 n°/mm²	N_a = 16,91 n°/mm²	N_a = 15,54 n°/mm²
$\bar{d}$ = 210,88 µm	$\bar{d}$ = 229,91 µm	$\bar{d}$ = 223,31 µm

Figura 76. Resultados para a amostra de altura 3,5 mm.

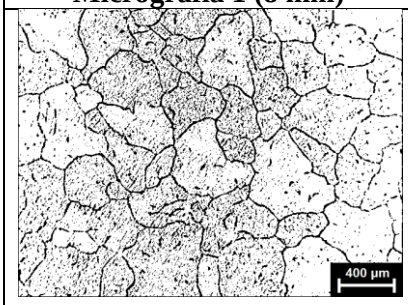
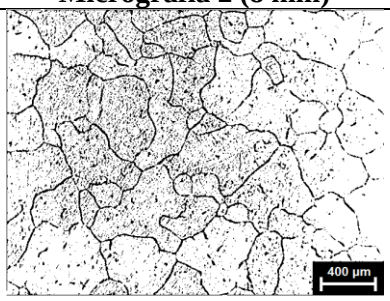
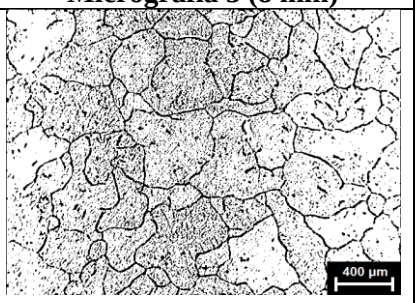
Micrografia 1 (8 mm)	Micrografia 2 (8 mm)	Micrografia 3 (8 mm)
		
P_L = 3,53 mm^{-1}	P_L = 3,32 mm^{-1}	P_L = 3,36 mm^{-1}
G = 0,35	G = 0,17	G = 0,21
N_a = 9,64 n°/mm²	N_a = 8,01 n°/mm²	N_a = 8,35 n°/mm²
$\bar{d}$ = 316,16 μm	$\bar{d}$ = 341,94 μm	$\bar{d}$ = 332,57 μm

Figura 77. Resultados para a amostra de altura 8 mm.

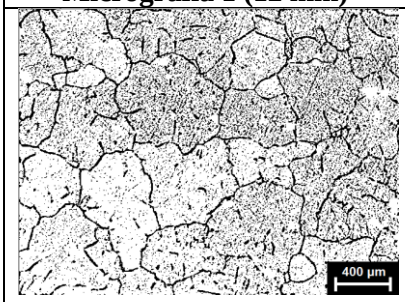
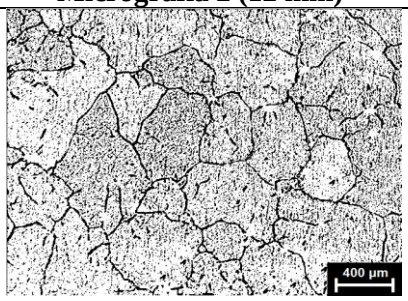
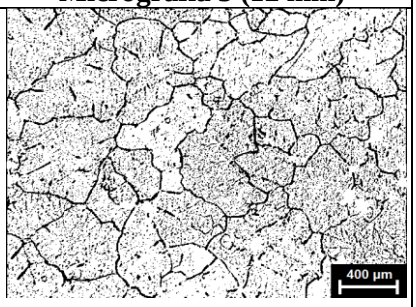
Micrografia 1 (12 mm)	Micrografia 2 (12 mm)	Micrografia 3 (12 mm)
		
P_L = 3,01 mm^{-1}	P_L = 2,89 mm^{-1}	P_L = 2,95 mm^{-1}
G = - 0,11	G = - 0,23	G = - 0,17
N_a = 7,12 n°/mm²	N_a = 6,90 n°/mm²	N_a = 7,05 n°/mm²
$\bar{d}$ = 386,27 μm	$\bar{d}$ = 414,23 μm	$\bar{d}$ = 399,57 μm

Figura 78. Resultados para a amostra de altura 12 mm.

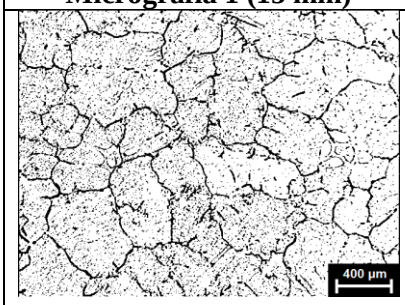
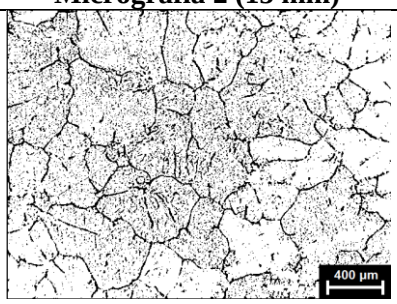
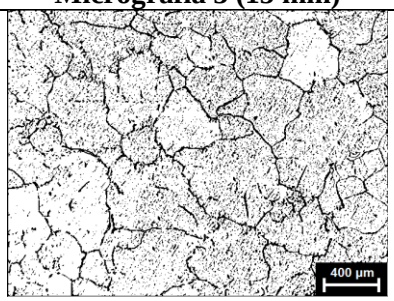
Micrografia 1 (15 mm)	Micrografia 2 (15 mm)	Micrografia 3 (15 mm)
		
P_L = 2,47 mm^{-1}	P_L = 2,61 mm^{-1}	P_L = 2,48 mm^{-1}
G = - 0,68	G = - 0,52	G = - 0,67
N_a = 5,20 n°/mm²	N_a = 5,52 n°/mm²	N_a = 5,23 n°/mm²
$\bar{d}$ = 451,12 μm	$\bar{d}$ = 469,89 μm	$\bar{d}$ = 451,87 μm

Figura 79. Resultados para a amostra de altura 15 mm.

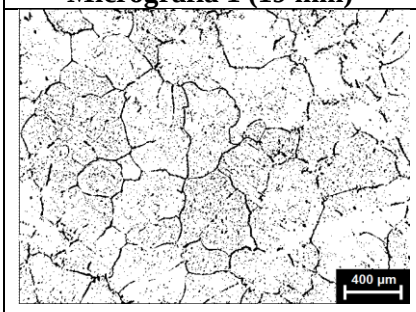
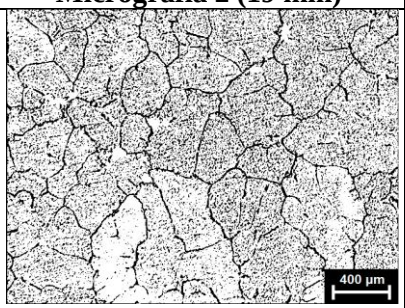
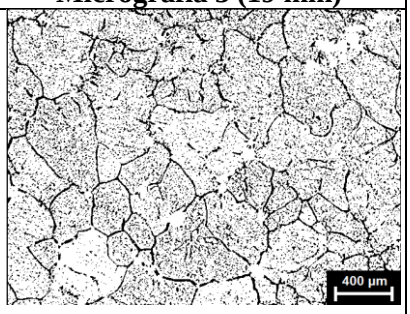
Micrografia 1 (19 mm)	Micrografia 2 (19 mm)	Micrografia 3 (19 mm)
		
P_L = 2,35 mm^{-1}	P_L = 2,49 mm^{-1}	P_L = 2,34 mm^{-1}
G = - 0,85	G = - 0,66	G = - 0,83
N_a = 3,99 n°/mm²	N_a = 5,27 n°/mm²	N_a = 4,42 n°/mm²
$\bar{d}$ = 501,45 µm	$\bar{d}$ = 467,61 µm	$\bar{d}$ = 489,11 µm

Figura 80. Resultados para a amostra de altura 19 mm.

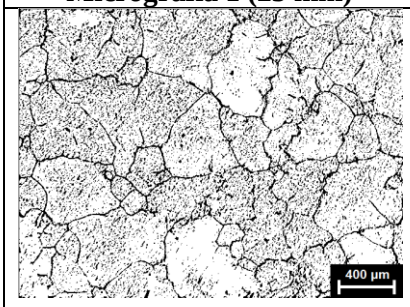
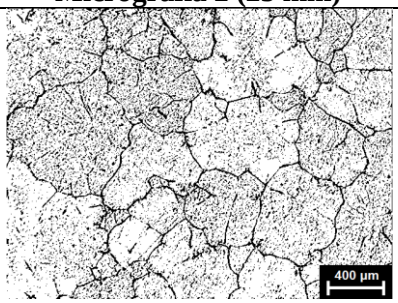
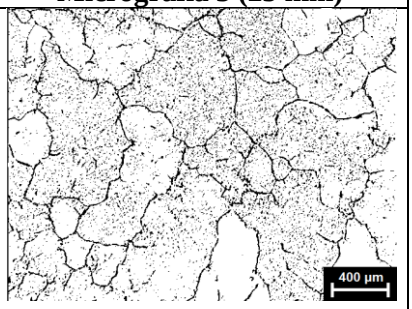
Micrografia 1 (25 mm)	Micrografia 2 (25 mm)	Micrografia 3 (25 mm)
		
P_L = 2,38 mm^{-1}	P_L = 2,34 mm^{-1}	P_L = 2,26 mm^{-1}
G = - 0,87	G = - 0,91	G = - 0,88
N_a = 4,37 n°/mm²	N_a = 4,30 n°/mm²	N_a = 4,38 n°/mm²
$\bar{d}$ = 485,03 µm	$\bar{d}$ = 498,74 µm	$\bar{d}$ = 500,81 µm

Figura 81. Resultados para a amostra de altura 25 mm.

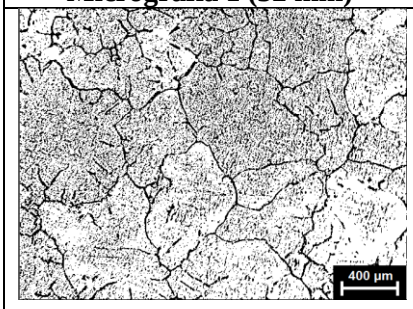
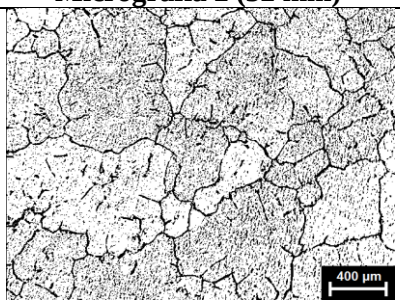
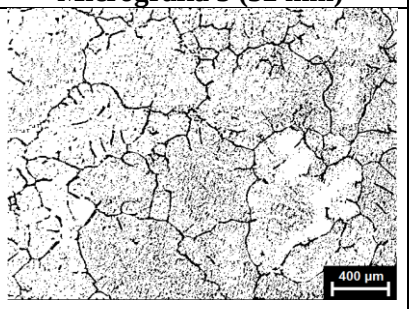
Micrografia 1 (32 mm)	Micrografia 2 (32 mm)	Micrografia 3 (32 mm)
		
P_L = 2,23 mm^{-1}	P_L = 2,27 mm^{-1}	P_L = 2,31 mm^{-1}
G = - 0,97	G = - 0,89	G = - 0,90
N_a = 4,04 n°/mm²	N_a = 4,32 n°/mm²	N_a = 4,36 n°/mm²
$\bar{d}$ = 502,98 µm	$\bar{d}$ = 493,02 µm	$\bar{d}$ = 499,06 µm

Figura 82. Resultados para a amostra de altura 32 mm.

Dessa forma, chegou-se aos resultados da Tabela 11.

Tabela 11. Resultados dos parâmetros microestruturais para cada amostra.

Amostra	N_a (n°/mm²)	$\bar{d}$ (μm)
P1 (3,5 mm)	18,45 ± 0,81	221,37 ± 9,67
P2 (8 mm)	8,44 ± 1,21	330,22 ± 13,05
P3 (12 mm)	7,02 ± 0,89	400,02 ± 13,98
P4 (15 mm)	5,31 ± 0,64	457,62 ± 10,63
P5 (19 mm)	4,58 ± 1,44	486,06 ± 17,12
P6 (25 mm)	4,32 ± 0,54	494,86 ± 18,47
P7 (32 mm)	4,24 ± 0,75	498,35 ± 6,13

Dessa forma, consegue-se a curva de tamanho médio de grão e do n° de grãos por unidade de área das microestruturas de solidificação em função da posição no lingote, mostrados nas Figuras 83a e Figura 83b.

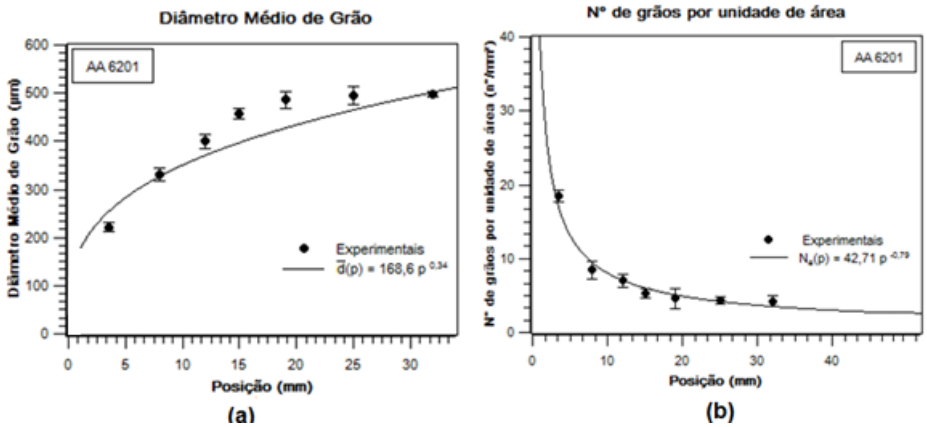


Figura 83. Curva do diâmetro médio (a) e do número de grãos por unidade de área (b) em função da posição no lingote.

Pela curva ajustada, têm-se que a função que melhor descreve a relação entre o diâmetro médio e posição no lingote é dada por: $\bar{d}\ (p) = 168{,}6\ p^{\ 0{,}34}$. Evidencia-se que, à medida em que se aproxima da base, as microestruturas se mostram mais refinadas, com os menores valores de diâmetro médio. Além disso, a função que melhor representa a relação entre o o número de grãos por mm² e a posição no lingote é dada por: $N_a\ (p) = 42{,}71\ p^{\ -0{,}79}$. Assim, o n° de grãos/mm² apresentou uma diminuição nas amostras mais distantes da base do lingote.

Dessa forma, pode-se avaliar tanto as caracteristicas microestruturais, quanto a evolução dos parâmetros térmicos das seções médias dos corpos de prova em função de seu posicionamento no lingote (Tabela 12).

Tabela 12. Parâmetros microestruturais e térmicos das seções médias dos corpos de prova.

Parâmetros / Seção Útil	V_L (mm/s)	$\lvert\dot{T}\rvert$ (°C/s)	N_a (n°/mm²)	$\bar{d}$ (μm)
N1 - 6 mm	0,99	12,64	10,372 ± 1,010	310,051 ± 11,254
N2 - 13 mm	0,87	6,08	5,634 ± 0,765	403,271 ± 12,295
N3 - 20,5 mm	0,81	3,96	3,931 ± 0,080	470,809 ± 17,780

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Na usinagem, perdeu-se dois corpos de prova do grupo N1 e N3 e um do grupo N2. O ensaio de tração foi, então, realizado com um corpo de prova do grupo N2, isto é, numa posição intermediária do lingote. O ensaio estático foi feito com o objetivo de se definir tanto a tensão de escoamento quanto a tensão de ruptura da liga estudada e, a partir daí, definir as tensões alternadas para os ensaios de fadiga. Mostra-se a curva tensão-deformação da liga na Figura 84.

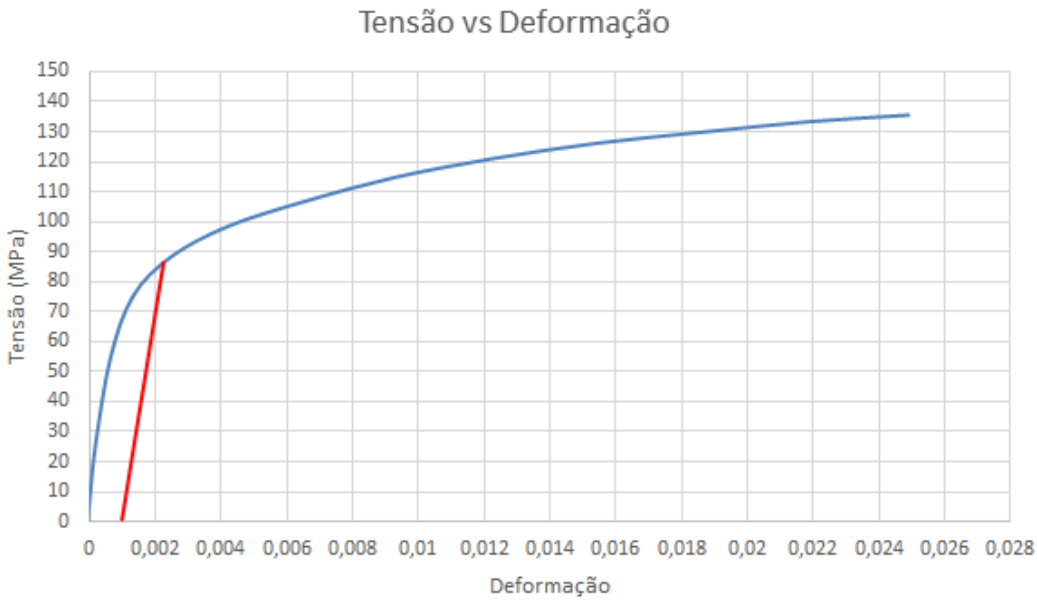


Figura 84. Curva TensãoxDeformação da liga AA 6201 com projeção para obtenção do limite de escoamento.

A partir da curva, definiu-se que a tensão de escoamento é da ordem de 85 MPa e a tensão de ruptura de 138 MPa e deformação máxima de 0,025.

4.6 ENSAIOS DE FADIGA

Após os resultados do ensaio de tração, definiu-se que a tensão alternada a ser utilizada em todos os corpos de prova seria de de 60 MPa, por controle de força. A carga que a seção útil foi submetida foi de 1,7 kN à uma frequência de 10 Hz. Mostra-se os resultados da vida em ciclos de cada corpo de prova, a média para seu posicionamento e sua incerteza expandida de 95% na Tabela 13.

Tabela 13. Resultados para as vidas em fadiga para os corpos de prova.

N° do CP	N1 - 6 mm	N2 - 13 mm	N3 - 20,5 mm
Ensaio 1	44.118	75.244	91.563
Ensaio 2	40.624	83.577	104.626
Ensaio 3	41.234	73.689	93.411
Média	41.992	77.503,33	96.533,33
U95%	3.658	10.422	13.855

A Figura 85 representa graficamente a vida em fadiga dos diferentes corpos de prova com barras de erro determinadas a partir das incertezas expandidas.

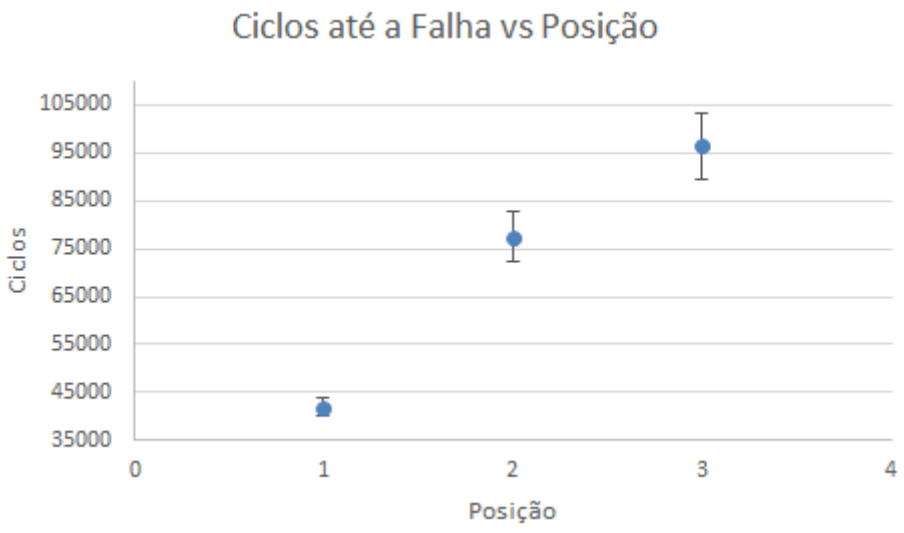


Figura 85. Vida em fadiga dos corpos de prova.

A partir dos resultados apresentados, conclui-se que a parte superior do lingote resiste mais à fadiga que a parte inferior. Embora a parte inferior do lingote apresente maior dureza, a parte superior possui mais dispersoides devido à segregação na solidificação. É possível que a maior presença de dispersoides e de fases como Al-Fe-Si e Mg_2Si contribuiram para homogeneizar as discordâncias.

Essa homogeneização causa o surgimento de vários sistemas de *slip bands*, o que causa o desfavorecimento de direções preferenciais ao crescimento da trinca, além de criar barreiras para a direção que a trinca vier a tomar. Esse fenômeno também causa o *initial hardening* na frente da falha devido à aleatoriedade de direções de discordâncias. Na presença de menores concentrações de dispersoides, apenas um sistema de *slip bands* é criado, o que favorece a tomada de uma direção pela trinca e não cria barreiras para seu crescimento. Esse fenômeno causa *initial softening* logo à frente da trinca.

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho buscou analisar a correlação entre microestrutura de solidificação e vida em fadiga para a liga de alumínio 6201. Com base nos resultados das investigações teóricas e experimentais, pode-se extrair as seguintes conclusões.

1. Avaliou-se a evolução térmica do processo de solidificação por meio dos dados dos termopares utilizados e, a partir do valor da isoterma *liquidus*, fez-se o processo de ajuste de parâmetros térmicos em função da posição no lingote. Foi verificado que as porções inferiores do lingote apresentaram maiores valores de velocidades de transformação, taxas de resfriamento e gradientes térmicos.
2. As análises químicas feitas por EDX e FRX confirmaram, respectivamente, que houve uma segregação de elementos como Mg, Si e Fe e óxidos como MgO, SiO_2, SO_3 e Fe_2O_3 para a parte superior do metal solidificado. O ensaio de DRX revelou que há formação tanto de fases Al-Fe-Si quanto Mg_2Si na amostra superior quando comparada à porção inferior do lingote que apresentou, apenas as fases matriz, Al, e a fase intermetálica, Mg_2Si. Esses resultados denotam que tanto a maior concentração de elementos quanto as menores velocidades de transformação e menores taxas de resfriamento propiciam a formação dessas fases.
3. Os ensaios de dureza e de excitação por impulso mostraram que, comparativamente, as amostras mais próximas da base do molde apresentaram maiores valores de dureza (26% maior quando comparada à amostra mais superior) e módulos de elasticidade, denotando uma maior resistência mecânica do metal.
4. 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 aos refinadores de grão de sais de boro que impediram a formação da zona colunar ao longo do lingote.
5. Após realizado 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 n° de grãos/mm² quando comparadas às amostras mais distantes do molde. Pôde-se também, fazer a correlação entre os parâmetros térmicos e a morfologia microestrutural, onde os menores valores de velocidades de transfomação e taxas de resfriamento favoreceram a formação de grãos maiores.
6. Após feitos os ensaios de tração para determinar a tensão única de trabalho da liga AA 6201, fez-se os ensaios de fadiga, onde foi observado que os corpos de prova mais próximos à base do lingote, mesmo apresentando microestrutura mais refinada, maior dureza e módulo elástico, tiveram vida em fadiga menor que os das regiões superiores. Esse resultado denota que há a possibilidade das fases formadas e de outros contaminantes terem homogeneizado a

movimentação das discordâncias e conferido, assim, uma maior vida em fadiga devido à maior dificuldade na propagação da trinca e ao efeito do *initial hardening*.

6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpouse Materials,** Vol.2. Ohio, USA: ASM International, 1990.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: **Metallography and Microstructures,** Vol.9. Ohio, USA: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS., **A Compendium of Processing Maps, Second Edition**, ASM International, 2015

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.**

Askeland, D. R.; Phulé , P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. Cencage Learning, São Paulo – SP, 2008.

ATCP Engenharia Física**, Manual de instalação e operação do software Sonelastic,** São Carlos 2012.

Bowles, C. Q. And Broek, D., **On the formation of fatigue striations. Int. J. Fracture Mechanics**, 9 (1972)

Bray, J. W. **Aluminum Mill and Engineered Wrought Products. In Handbook, Metals. "vol. 2" Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, 1992.

Brito, C**. Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão**, 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2016.

Callister Jr., W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª edição, LTD 1999.

Castanho, Manuel António Pires. **Solidificação unidirecional transitória de ligas peritéticas do sistema Pb-Bi**. 202p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

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

Eckermann, F.; Suter, T.; Uggowitzer, P J.; Afseth, A.; Schmutz, P. **The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al–Mg–Si alloys**. Electrochimica Acta. v. 54. p. 844-855, 2008.

Garcia, A., **Solidificação: fundamentos e aplicações.** 1ª edição, Campinas: Editora da UNICAMP, 2001.

Goulart, Pedro Roberto. **Caracterização da Microestrutura De Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. 178p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

Howard, R; Bogh, N; Mackenzie, D.S. **Heat Treating Processes and Equipment**. In Handbook of Aluminum Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes, 2003.

Jiang, D., Wang, C. **Influence of microstructure on deformation behavior and fracture mode of Al-Mg-Si alloys**, Harbin Institute of Technology, China, 2003.

Kamberovic, z.; Romhanji, e.; Filipovic, m.; Korac, m. **The Recycling of High Magnesium Aluminium Alloys - Estimation of the Most Reliable Procedure, Metalurgiya**. Journal of Metallurgy. v. 15, p.189-200, 2009.

K.C. Hari Kumar, Nirupan Chakraborti, Hans-Leo Lukas, Oksana Bodak, Lazar Rokhlin G. Effenberg, S. Ilyenko (ed.) **SpringerMaterials,** 2005.

Liu, Y.L. e Kang, S.B. **Solidification and Segregation of Al-Mg Alloys and Influence of Alloy Composition and Cooling Rate**. Materials Science and Technology. v. 13, p.331-336, 1997. (A)

McDowell, D. L.; Gall, K.; Horstemeyer, M. F.; Fan, J. **Microstructure-based fatigue modeling of cast A3566-T6 alloy,** 2002.

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

Miller W.S.; Zhuang, L.; Bottema, J.; Wittebrood, A.; De Smet, P.; Vieregge, A. **Recent development in aluminium alloys for the automotive industry.** Materials Science and Engineering: A. v. 280, n. 1, p. 37-49, 2000.

Okamoto, T.; Kishitake, K.; **Dendritic Structure in Unidirectionally Solidified Aluminum, Tin, and Zinc Base Binary Alloys**. Journal of Crystal Growth. v. 129, p. 137- 146, 1975.

Okaysu, M.; Ota, K.; Takeuchi, S.; Ohfuji, H.; Shiraishi,T., "**Influence of mimcrostructural characteristics on mechanical properties of ADC12 Aluminium alloy**", Material Science and Engineering *A*, 2013.

Osório, W.R.; Spinelli J. E.; Cheung, N; Garcia, A., **Secondary dendrite arm spacing and solute redistribution effects on the corrosion resistance of Al-10wt% Sn and Al-20wt% Zn alloys**, Material Science and Engineering A, Vol. 420, pp. 179-186, 2006.

Osório, W.R.; Garcia, A., **Modeling dendritic structure and mechanical properties of AL-Zn alloys as a function of solidification conditions**, Material Science Engineering A, Vol. 325, pp. 103-111, 2002.

Pearson, S. **Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks,** 1975.

Pelloux, R. M. N., **Mechanisms of formation of ductile striations, ASM Trans**., pg 62 (1969).

Rezende, G. Dos S. **Transformação de fases em materiais metálicos**. 1ª edição, Campinas: Editora da UNICAMP, 2006.

Rosa, Daniel Monteiro. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória.** 199p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

Siqueira, C. A.; Cheung, N.; Garcia, A. **The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys.** Journal of Alloys and Compounds, vol. 351, pp. 126 - **134, 2003.**

Suker, D. K. Aluminum Alloys**. A Survey of a Data in the Literature. International Journal of Materials Engineering and Technology,** Vol 9, Number 1, 2013.

Grosskreutz, L. C.; Shaw, C. G. **Critical mechanisms in the development of fatigue crack in 2024-T4 aluminum,** Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture, Brighton, 1969.

Spinelli, J. E.; Garcia, A. **Analysis of Current Dendritic Growth Models During Downward Transient Directional Solidification of Sn–Pb Alloys**. Materials Letters. Vol. 59. pp.1691–1695, 2005.

Teixeira, R. S.; **Metodologia de análise de fadiga em componentes estruturais de aço baseada na mecânica da fratura,** UFMG, 2004.

Zhang, J., Fan, Z., Wang, T., Zhou, B. **Microstructural development of Al-15wt.% Mg_2Si in situ composite with mischmetal addition,** Department of Materials Engineering, Brunel University, 2001.

Waldron, G. W. J. **A study by transmission electron microscopy of the tensile and fatigue deformation of aluminum-magnesium alloys,** Acta Metallurgica, Vol 13, 1965.

Zolotorevsky, V.S.; Belov, N.A.; Glazoff, M.V. **Casting aluminum alloys**. Elsevier, 2007.