

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

LEVANTAMENTO DE CORRELAÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO DA LIGA A356
PARA APLICAÇÃO EM SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL E PROJETOS DE
RODAS AUTOMOTIVAS

Pedro Gabriel Benedito de Oliveira Santos

São Carlos-SP
2024

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

LEVANTAMENTO DE CORRELAÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO DA LIGA A356
PARA APLICAÇÃO EM SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL E PROJETOS DE
RODAS AUTOMOTIVAS

Pedro Gabriel Benedito de Oliveira Santos

Dissertação apresentada
ao Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. José Eduardo Spinelli

Coorientador: Dr. Leonardo Fernandes Gomes

São Carlos-SP

2024

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Maria Aparecida e Pedro Donizete.

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel em Engenharia Mecânica pela Universidade de Taubaté - UNITAU
(2016).



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Pedro Gabriel Benedito de Oliveira Santos, realizada em 27/02/2024.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli (UFSCar)

Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere (UFSCar)

Prof. Dr. Bismarck Luiz Silva (UFRN)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Maria Aparecida e Pedro Donizete, por todo o carinho e incentivo que sempre me deram.

À minha companheira, Rebeca Guides, por todo apoio, incentivo e compreensão durante toda esta jornada.

Aos meus colegas e amigos, Renata Okuma, Anderson Silva, Marcos Tavela, Filipe Corrêa e Fabiano Machado, por me incentivarem e ensinarem, pela paciência e por todo imenso apoio dado durante as etapas deste trabalho.

À todos os operadores de produção, ao time de engenharia de manufatura e laboratório, pelo auxílio e ensinamentos dados durante a fabricação de amostras.

Aos meus amigos do time de engenharia de *design* de produto, pelo apoio e incentivo e pela compreensão nos momentos que tive que me ausentar das atividades diárias da empresa.

À empresa Maxion Wheels por possibilitar a realização deste projeto.

Ao time do Laboratório de Solidificação - Grupo de Microestrutura e Propriedades em Processos de Solidificação (M2PS) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da UFSCar, que sempre estiveram dispostos a me ensinar e ajudar – em especial ao Anderson Nunes, Guilherme Gouveia e Jaderson Leal, pelas conversas, pela companhia e aprendizados durante os experimentos realizados ao longo deste trabalho.

Aos professores e membros da Secretaria do PPGCEM (DEMa - UFSCar) por tudo que me ensinaram e por todo o suporte dado.

Agradeço especialmente aos meus orientadores, Prof. Dr. José Eduardo Spinelli e Dr. Leonardo Fernandes Gomes, pela parceria, paciência e compreensão, pelo tempo dedicado, pelas discussões e reuniões, pelas conversas e companhia, pela amizade construída, e por tudo que me ensinaram durante todo esse período.

Por fim, agradeço a todos que contribuíram para a conclusão deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Rodas são itens de segurança com alta demanda estrutural. Ligas AlSi se destacam devido à boa relação entre densidade e resistência. A utilização da liga A356 processada por Fundição sob Baixa-Pressão (LPDC) e tratamento térmico T6 decorre da necessidade de propriedades mecânicas adequadas e facilidade no processamento cíclico em larga escala. A alta competitividade do setor exige um menor *time-to-market* e melhor desempenho. Simulações numéricas de fundição auxiliam na previsão de parâmetros térmicos e microestruturais resultantes do processo de solidificação da liga em moldes metálicos. Compreender os parâmetros térmicos é essencial para prever as morfologias e a escala dendrítica, pois essas características têm um impacto direto na resistência da liga. Este Mestrado tem como objetivo definir equações teóricas para aplicação em *software* comercial de fundição, para previsão das propriedades de tração de rodas fundidas e tratadas termicamente. Para isso, foram realizados experimentos de solidificação direcional (SD) com a liga A356 para determinar equações relacionando o tempo de solidificação e a taxa de resfriamento ao longo da peça fundida. A peça gerada pela SD foi posteriormente dividida em seções – tratada e não tratada termicamente. Cada metade foi examinada em ensaios de tração e determinado o espaçamento dendrítico secundário (SDAS ou λ_2) em microscópio ótico. Permitindo o desenvolvimento de equações experimentais relacionando SDAS com o tempo de solidificação e com propriedades de tração. Por fim, a simulação com as equações foi validada usando dados reais de teste de tração de rodas antes e depois do tratamento T6. Este teste envolveu dois métodos de correlacionar as propriedades de tração com SDAS: tipo Hall-Petch (HP) e modelo de Ludvig (LM). O modelo HP representou com maior precisão os dados de resistência de várias regiões das rodas, com um erro médio de aproximadamente 5,6% para resistência à tração, contra os 22,9% apresentado pelo LM.

Palavras-chave: Roda de liga leve; Solidificação; Propriedades mecânicas; SDAS; A356; Tratamento térmico T6.

ABSTRACT

STUDY OF SOLIDIFICATION IN A356 ALLOY FOR APPLICATION IN COMPUTATIONAL SIMULATION AND AUTOMOTIVE WHEEL DESIGN

Wheels are safety items with high structural demand. AlSi alloys stand out due to their good ratio between density and strength. The use of A356 alloy processed by Low-Pressure Die Casting (LPDC) and T6 heat treatment arises from the need for adequate mechanical properties and ease of cyclic processing on a large scale. The high competitiveness of the sector demands a shorter time-to-market and better performance. Casting numerical simulations assist in predicting thermal and microstructural parameters resulting from the solidification process of the alloy in metallic molds. Understanding thermal parameters is essential for predicting either the phase morphologies or the dendritic length-scale of the casting, as these characteristics have a direct impact on the alloy's strength. This Master's work aims to define theoretical equations for application in commercial casting software, to predict the tensile properties of cast and heat-treated wheels. For this purpose, directional solidification (DS) experiments were conducted with A356 alloy to determine equations relating solidification time and cooling rate along the cast part. The part generated by DS was subsequently divided into sections – treated and untreated. Each half was examined in tensile tests, and the secondary dendrite arm spacing (SDAS or λ_2) was determined using an optical microscope. This allowed the development of experimental equations relating SDAS to solidification time and tensile properties to SDAS. Finally, simulation with the equations was validated using real tensile test data of wheels before and after T6 treatment. This test involved two methods of correlating tensile properties with SDAS: Hall-Petch (HP) type and Ludvig model (LM). The HP model more accurately represented the tensile strength data from various regions of the wheels, with an average error of approximately 5.6% for tensile strength.

Keywords: Alloy wheels; Solidification; Mechanical properties; SDAS; A356; T6 Heat treatment.

PUBLICAÇÕES

SANTOS, P.G.B.O., GOMES, L.F., SPINELLI, J.E. Modelling solidification and strength behavior of A356 Al alloy wheels. **International Journal of Metalcasting**, 2023

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xxi
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos	3
2 REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 Indústria 4.0	5
2.1.1 Desenvolvimento de Produto	7
2.2 Rodas automotivas de liga	8
2.2.1 Estrutura	8
2.2.2 Processo de fundição sob baixa pressão	9
2.2.3 Tratamento térmico de solubilização + envelhecimento	11
2.2.4 Validação estrutural	16
2.3 Solidificação	20
2.3.1 Transferência de Calor	22
2.3.2 Microestrutura	24

2.4	Solidificação de Ligas AlSiMg (A356)	28
2.4.1	Resistência mecânica em ligas Al-Si	33
3	MATERIAIS E MÉTODOS	39
3.1	Liga de interesse	42
3.2	Produção e análise das rodas (composição química)	42
3.3	Simulação termodinâmica	43
3.4	Software ProCAST e detalhes do modelamento	44
3.5	Equipamento de solidificação unidirecional transitória	47
3.6	Solidificação vertical ascendente	48
3.7	Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação	50
3.8	Seccionamento do lingote solidificado	52
3.9	Tratamento térmico T6	53
3.10	Caracterização da microestrutura	54
3.11	Determinação de porosidade	55
3.12	Ensaio de tração	58
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
4.1	Solidificação e correlações experimentais de crescimento do λ_2	61
4.2	Porosidade e correlações experimentais de λ_2 com as propriedades de tração	73
4.3	Caracterização microestrutural e mecânica da roda e resultados da simulação	80
5	CONCLUSÕES	87
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	91
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química da liga A356 [94].	29
Tabela 3.1 – Composição química (% em peso) do lingote da liga A356 obtido pelo equipamento Spectromaxx por espectrometria por emissão óptica.	43
Tabela 4.1 – Propriedades de tração das amostras da roda A356 <i>as-cast</i> comparadas com os resultados de simulação encontrados com as equações do tipo Hall-Petch e de Ludvig.	86
Tabela 4.2 – Propriedades de tração das amostras da roda A356-T6 comparadas com os resultados de simulação encontrados com as equações do tipo Hall-Petch.	86

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Fluxo de <i>design</i> dentro do desenvolvimento de produto: (a) Fluxo convencional da Indústria 3.0 com menor quantidade de processos virtuais. (b) Fluxo da Indústria 4.0 com virtualização completa do processo de <i>design</i>	7
Figura 2.2 – Representação das regiões de uma roda de veículo de passeio fabricadas com emprego de ligas de Al.	9
Figura 2.3 – Estrutura simplificada do processo de Fundição sob Baixa Pressão (LPDC) (adaptado de [3]).	11
Figura 2.4 – Representação esquemática dos estágios do tratamento térmico T6 (adaptado de [51]).	12
Figura 2.5 – Esquemático da caracterização do Silício resultante do processo de solubilização em ligas Al-Si (adaptado de [52]).	14
Figura 2.6 – Microestruturas da liga A356: (a) amostra <i>as-cast</i> , (b) amostra com solubilização à 550 °C por 30 min, (c) amostra com solubilização à 550 °C por 2 h, e (d) amostra com solubilização à 550 °C por 10 h [60].	15
Figura 2.7 – Esboço da máquina para teste de <i>Cornering</i> (adaptado de [66]).	17
Figura 2.8 – Esboço da máquina de ensaio de impacto Lateral (adaptado de [69]).	19
Figura 2.9 – Esboço da máquina de ensaio de impacto Radial (modificado de [74]).	19
Figura 2.10 – Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal [9].	21
Figura 2.11 – Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (adaptado de [84]).	23

Figura 2.12 – Desenho esquemático da técnica experimental de solidificação unidirecional ascendente com refrigeração a água [86].	24
Figura 2.13 – Desenho esquemático da formação de microestruturas de solidificação com dependência de suas variáveis constitucionais (C_0 e SRC) e térmicas (G_L e V_L) [85].	25
Figura 2.14 – Super resfriamento constitucional. Perfil de acúmulo de soluto e perfil de temperatura no líquido à frente da interface S/L [9, 86].	26
Figura 2.15 – Representação esquemática dos espaçamentos interdendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3) [87].	26
Figura 2.16 – Microestrutura típica da liga A356-T6 (adaptado de [93]).	29
Figura 2.17 – Microestruturas típicas de diferentes regiões da roda fabricada a partir da liga A356 e com diferentes condições de processo (adaptado de [103]).	32
Figura 2.18 – Impurezas detectadas por EDS: (a) inclusão de óxido e (b) plaquetas β -Fe em rodas fabricadas a partir da liga A356 (adaptado de [103]).	33
Figura 3.1 – Fluxograma dos procedimentos experimentais da presente proposta de Mestrado.	41
Figura 3.2 – Representação do perfil e das regiões da roda de 18" para veículos de passeio utilizada neste Mestrado.	42
Figura 3.3 – Modelo de malha da simulação LPDC com os principais componentes do molde (reduzido) e roda.	45
Figura 3.4 – Sequencia dos métodos de simulação utilizados para validação das rodas de liga de Al na ferramenta de simulação numérica.	47

Figura 3.5 – Esquema ilustrativo do sistema de solidificação direcional vertical em regime de fluxo transiente e do sistema de aquisição de dados [85].	48
Figura 3.6 – Lingoteira de aço inoxidável AISI 310 com chapa-molde (parte inferior) de aço carbono 1020 [124].	50
Figura 3.7 – Exemplo de perfil de temperatura no tempo da passagem da isoterma <i>liquidus</i> [89].	51
Figura 3.8 – Representação esquemática da obtenção dos gráficos das velocidades em função do tempo e em função da posição [89].	52
Figura 3.9 – Resumo esquemático do seccionamento do lingote solidificado direcionalmente até a produção dos corpos de prova.	53
Figura 3.10 – Representação do método de intercepto linear para a quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) [126].	55
Figura 3.11 – Distribuição das imagens realizadas com MO nas extremidades dos corpos de prova tracionados, retirados do lingote solidificado direcionalmente, para avaliação de porosidade a liga A356.	57
Figura 3.12 – Método sequencial utilizado no ImageJ para quantificação de fração de poros da liga A356.	57
Figura 3.13 – Croqui do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração. Dimensões em mm.	58
Figura 3.14 – Corpos de tração retirados lado a lado para cada posição de cada metade do lingote e por nível de taxa de resfriamento.	59
Figura 4.1 – Curva de resfriamento com dados coletados experimentalmente da liga A356.	61
Figura 4.2 – Diagrama de solidificação Scheil da liga A356.	62

Figura 4.3 – (a) Evolução em equilíbrio da fração de massa e (b) evolução da fração de massa detalhada, calculadas pelo <i>software</i> Thermo-Calc (base de dados TCAL7) mostrando as fases formadas durante a solidificação da liga A356.	64
Figura 4.4 – Curvas de solidificação obtidas através do experimento de solidificação direcional transiente da liga A356.	65
Figura 4.5 – Posição em função do tempo de passagem das isothermas (a) <i>liquidus</i> e (b) eutética do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente.	66
Figura 4.6 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente.	66
Figura 4.7 – Taxa de resfriamento em função da posição do lingote da liga A356 solidificada direcionalmente.	67
Figura 4.8 – Gradiente térmico em função da posição do lingote da liga A356 solidificada direcionalmente.	68
Figura 4.9 – Microestruturas dendríticas típicas em diferentes seções longitudinais do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente. P é a posição em referência à base do lingote. Condição <i>as-cast</i>	69
Figura 4.10 – Microestruturas dendríticas típicas em diferentes seções longitudinais do lingote da liga A356-T6 solidificado direcionalmente. P é a posição em referência à base do lingote. Condição T6.	70
Figura 4.11 – Variação do espaçamento dendrítico secundário em função da taxa de resfriamento da liga A356 (a) <i>as-cast</i> e (b) T6.	72
Figura 4.12 – Variação do espaçamento dendrítico secundário em função do tempo local de solidificação da liga A356 (a) <i>as-cast</i> e (b) T6.	72

Figura 4.13 – Análise de líquido penetrante do lingote solidificado direcionalmente nas amostras da liga A356 nas condições <i>as-cast</i> e tratada termicamente com T6.	73
Figura 4.14 – Evolução da fração de área de micro-rechupe da liga A356 na condição fundida e T6	74
Figura 4.15 – Análise dos fatores de forma do micro-rechupe da liga A356 na condição fundida e T6 em termos de: (a) perímetro, (b) circularidade e (c) diâmetro de Feret.	75
Figura 4.16 – Curvas do tipo Hall-Petch para o limite de escoamento, σ_y : (a) A356 <i>as-cast</i> e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.	78
Figura 4.17 – Curvas do tipo Hall-Petch para o limite de resistência à tração, σ_u : (a) A356 <i>as-cast</i> e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.	78
Figura 4.18 – Curvas do tipo Hall-Petch para o alongamento específico, δ : (a) A356 <i>as-cast</i> e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.	79
Figura 4.19 – Curvas do tipo Ludvig para os resultados de (a) limite de escoamento, σ_y , (b) alongamento específico, δ e (c) limite de resistência à tração, σ_u para a liga A356 na condição fundida.	80
Figura 4.20 – Microestruturas da liga A356: <i>as-cast</i> e T6 para cada região da roda.	81
Figura 4.21 – Tempo local de solidificação, t_{SL} , resultante da simulação de fundição da roda de Al A356, utilizando a configuração original do <i>software</i> de simulação.	82

- Figura 4.22 – Resultados de simulação do espaçamento dendrítico secundário, λ_2 , simulado para liga de Al A356 com base: (a) função derivada da solidificação direcional inserida no *software* de fundição, e (b) função pré-estabelecida do *software* comercial de simulação de fundição. Os valores experimentais medidos nas 4 regiões da roda estão listados entre parênteses. 83
- Figura 4.23 – Fração de porosidade simulada da roda de Al A356 baseada em: (a) equação de dados experimentais e (b) função de micro-rechupe pré-estabelecida do *software* comercial de fundição. 84
- Figura 4.24 – Limite de escoamento, σ_y , resultante das equações (a) tipo Hall-Petch e (b) Ludvig, aplicados à simulação de fundição da roda de Al A356. Os valores experimentais medidos nas regiões da roda estão listados entre parênteses. 85

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAE	Computer-aided Engineering
CFD	Computer Fluid Dynamics
CPPS	Cyber-Physical Production System
DOE	Design of Experiments
DPC	Differential Pressure Casting
DS	Directional Solidification
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
ESI	Engineering System International
FEA	Finite Element Analysis
FEM	Finite Element Method
HP	Hall-Petch
HPC	High-Performance Computing
HTC	Heat Transfer Coefficient
ISO	International Organization for Standardization
LPDC	Low Pressure Die Casting
LM	Ludvig Model
NBR	Norma Brasileira
NVH	Noise, Vibration and Harshness
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscopia Ótica

QFA	Quench Factor Analysis
SAE	Society of Automotive Engineers
SD	Solidificação Direcional
SDAS	Secondary Dendritic Arm Spacing
SRC	Super Resfriamento Constitucional
C_0	Concentração nominal de soluto
C_e	Concentração eutética
d	Offset de montagem da roda
D_L	Coeficiente de difusão de soluto no líquido
f_p	Fração de área de poros de micro-rechupe
F_R	Força radial da roda
G_L	Gradiente térmico
k	Coeficiente de distribuição de soluto
L_V	Calor latente na base volumétrica
m	Inclinação da linha <i>liquidus</i>
M_f	Momento fletor
r	Raio estático do pneu
R	Relação de tensão de fadiga
S	Fator de aceleração
t_L	Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>
t_E	Tempo de passagem da isoterma eutética
t_{SL}	Tempo local de solidificação
T_L	Temperatura <i>liquidus</i>
T_E	Temperatura eutética
\dot{T}_L	Taxa de resfriamento

T_v	Temperatura de vazamento
V_L	Velocidade de solidificação <i>liquidus</i>
V_E	Velocidade de solidificação eutética
α	alfa
β	beta
ε	épsilon
σ	sigma
δ	Alongamento específico
ΔT_v	Temperatura de superaquecimento
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thomson
λ	Espaçamento interdendrítico
λ_1	Espaçamento interdendrítico primário
λ_2	Espaçamento interdendrítico secundário
λ_3	Espaçamento interdendrítico terciário
μ	Mícron
μ_f	Coefficiente de atrito entre pneu e solo
σ_{SL}	Tensão superficial sólido/líquido
σ_y	Limite de escoamento
σ_u	Limite de resistência à tração

1 INTRODUÇÃO

As rodas automotivas para veículos de passeio fabricadas em ligas de Alumínio representam 54% do mercado de rodas. Se comparadas com suas versões fabricadas em aço por processos de estampagem e soldagem, as rodas de liga apresentam algumas vantagens que são atrativas para as montadoras. Maior flexibilidade para *designs* mais complexos e acabamentos mais refinados que aumentam seu apelo estético; uma melhor dissipação do calor proveniente da frenagem e, muitas vezes, um menor peso são fatores considerados durante o desenvolvimento de um novo produto [1].

Devido a sua aplicação, as rodas são um item estrutural crítico de segurança. Para que se tenha garantia de sua estabilidade durante o uso, suas propriedades mecânicas precisam ser boas o suficiente para atender rigorosos testes de durabilidade e impacto [2]. A falha, nestes testes, durante o desenvolvimento ou produção do produto, resultam em reparos ou sucateamento de rodas. Além de afetar o meio ambiente, através de gastos energéticos e emissão de CO₂, esses fatores vão contra prioridades de montadoras que apresentam alta demanda em produtos com maior qualidade e desempenho e produzidos em menor *time-to-market*.

Para atender estas demandas, alguns trabalhos foram desenvolvidos a fim de otimizar o processo, a liga metálica e a estrutura do produto [3–5]. A Indústria 4.0, prevê a utilização de ferramentas avançadas de Tecnologia da Informação para que se alcance a integração completa da planta fabril e vida produtiva no ambiente virtual. Um dos aspectos para alcançar este objetivo é a virtualização completa dos processos. Desta forma é possível otimizar parâmetros e prever resultados, tornando o processo de desenvolvimento do produto menos custoso devido à redução de tentativas e erros, levando em consideração as características específicas do material que será empregado [3].

As ligas Al-Si são amplamente utilizadas nas indústrias automotiva e aeroespacial. Dentre os materiais deste grupo, a liga A356 tem grande aplicação em produtos com alta demanda estrutural, como no caso das rodas. Na série 300, as

ligas de Al contém Si como o principal elemento de liga. No caso, a A356 é uma liga hipoeutética com a adição de Mg e Cu. Sua morfologia é dendrítica, formada por fases ricas em Al e as regiões entre os arranjos dendríticos são preenchidas por fases intermetálicas e o constituinte eutético Al-Si [6]. Um dos fatores que fazem esta liga também ter uma alta demanda é o custo relativamente baixo, baixa densidade relativa a sua resistência e facilidade para o processo de fundição [7]. No caso de rodas, muitas vezes o tratamento térmico de solubilização + precipitação é aplicado em conjunto, a fim de alcançar melhores propriedades mecânicas [6].

A tecnologia mais utilizada na produção em larga escala de rodas de ligas é o processo de Fundição sob Baixa Pressão com refrigeração a ar ou a água [8]. O entendimento dos fenômenos envolvidos durante a solidificação garantem que os parâmetros de processo, como as temperaturas do metal e do molde ou as características dimensionais do produto, e conseqüentemente do molde, sejam otimizadas a fim de se obter a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas.

Os parâmetros térmicos de solidificação, como a velocidade de solidificação (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}_L) e gradiente térmico (G_L) têm efeito na microestrutura da peça, como o tamanho do grão, os espaçamentos dendríticos, lamelares e fibrosos; o tamanho e a forma de inclusões; a porosidade e as heterogeneidades da composição química [9]. Esses parâmetros impactam diretamente na qualidade de rodas automotivas e podem ser otimizados com o correto emprego de ferramentas computacionais. As configurações de processamento impactam nesses parâmetros microestruturais. Por exemplo, elevadas taxas de resfriamento resultam em espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) menores e partículas de Si mais refinadas e melhor distribuídas [10].

O tratamento térmico T6 apresenta também um impacto direto na microestrutura da peça fundida. As morfologias das fases compondo a liga são afetadas em cada etapa do processo de tratamento: solubilização, têmpera e envelhecimento. O tratamento térmico T6 na microestrutura da liga A356 resulta em partículas de Si esferoidizadas e com um maior espaçamento entre elas, na dissolução de

Mg e Si na matriz α -Al e na formação de precipitados de Mg_2Si durante o envelhecimento. Todas estas modificações dependem diretamente da variação do tempo e das temperaturas utilizadas durante o processo que, por sua vez, têm efeitos positivos nas propriedades mecânicas (resistência à tração, escoamento e alongamento) [11].

A realização de estudos sistemáticos para o entendimento dos parâmetros térmicos de solidificação em ligas de Al é crescente [12–16]. Por esta razão, torna-se essencial o levantamento de curvas experimentais relacionando aspectos da microestrutura em função dos parâmetros térmicos e parâmetros da microestrutura em função das propriedades mecânicas. As equações experimentais geradas a partir dos experimentos de solidificação unidirecional, em amostras tratadas e não tratadas termicamente, podem ser utilizadas em *softwares* de simulação de fluidos (CFD) e elementos finitos (FEM) como o ProCAST, do grupo ESI, para a previsão das propriedades mecânicas de qualquer região da roda. Através da simulação, pretende-se reduzir o tempo e o custo do desenvolvimento de um novo produto garantindo maior qualidade, agilidade e segurança na validação.

1.1 Objetivos

O presente trabalho teve como objetivo central derivar equações experimentais por meio de dois modelos para a previsão das resistências mecânicas de tração em rodas automotivas fabricadas com a liga comercial A356 (Al-7%Si-0,3%Mg), fundidas pelo processo de baixa pressão e tratadas por T6. Por fim, validar os resultados obtidos virtualmente por meio de simulação do fundido com os obtidos em peça física, e indicar qual modelo teve o melhor desempenho em rodas automotivas, e as possíveis vantagens de uso dessa metodologia na simulação de rodas automotivas. Outros objetivos específicos envolveram: determinar experimentalmente os parâmetros térmicos de solidificação, tais como: velocidade de crescimento (V_L), gradiente térmico (G_L) e taxas de resfriamento (\dot{T}_L) característicos para essa liga comercial. Quantificar os parâmetros microestruturais, como o espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) e dos poros de

micro-rechue. Determinar as propriedades mecânicas da liga por meio da quantificação dos limites de resistência à tração (σ_u), limite de escoamento (σ_y) e alongamento específico (δ). Determinar as equações que correlacionam as variáveis térmicas de solidificação com os parâmetros microestruturais e com as propriedades mecânicas da liga. Ajustar dois modelos teóricos representativos da variação de resistência mecânica em função do espaçamento dendrítico secundário. Aplicação dos modelos definidos no *software* ProCAST para previsão das propriedades mecânicas na roda.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Indústria 4.0

Indústria 4.0 é um dos assuntos mais discutidos nos últimos anos. O termo passou a ter maior visibilidade após o evento dedicado ao desenvolvimento e inovação da indústria, *Hannover Fair*, na Alemanha, em Abril de 2011 [17–19]. Apesar de continuar em pauta, apenas em 2013 foi finalizado e entregue o primeiro relatório propondo os campos de ação desta nova etapa da indústria [17].

Nesta nova revolução industrial é considerada a integração de toda a planta fabril junto da vida produtiva do produto em ambiente virtual, o que é conhecido como CPPS (*Cyber-Physical Production System*) [20]. Em um cenário de aplicação real, seria possível desenvolver todas as etapas de produto e processo virtualmente e quando desenvolvido, em produção física, seria factível aprender as causas e efeitos dos parâmetros de cada máquina, através de *Machine Learning*, a fim de melhorar o processo em novos desenvolvimentos.

O conceito inclui um conjunto de tecnologias, como a Internet das Coisas, Internet Industrial, *Big Data*, Virtualização, dentre outras utilizadas como ferramentas para atingir o objetivo de integrar todo o sistema industrial [18, 21, 22].

Além destes aspectos, muita atenção tem sido dada às alterações climáticas atribuídas as atividades humanas. Desde o século 18, um dos principais fatores é o efeito estufa gerado pela combustão de combustíveis fósseis. A emissão de gases de efeito estufa é reconhecidamente um dos grandes causadores de diversos problemas de saúde e do aquecimento global [23]. Estudos foram realizados a fim de reduzir este impacto ambiental. Tsai *et al.* [24] desenvolveram modelos de negócio, voltados à produção de rodas automotivas, que contribuem para a sustentabilidade (desenvolvimento verde). Estudos voltados ao produto demonstram que a redução de peso do *design* final contribui para a redução das emissões de gases poluentes [25–27]. Por exemplo, Deschamps *et al.* [4] avaliaram possibilidades de melhoria na liga utilizada e na geometria do produto como forma de redução de peso. Alguns outros estudos apontam que, dependendo do tipo de veículo, esta otimização para redução de peso impacta entre 8 a 9% nas

emissões de gases de efeito estufa [28, 29].

A literatura tem demonstrado a utilização de ferramentas estatísticas uteis a fim de alcançar a virtualização e otimização dos processo de fundição. Uyan *et al.* [30] aplicaram ferramentas de *Machine Learning* (ML) nas operações de fundição para prever falhas em curtos prazos de tempo. Por exemplo, otimizações de processo para redução de porosidade na região do aro podem rapidamente serem aplicados em produções recém iniciadas. Conforme mais dados são gerados e acumulados, o modelo pode ser melhorado para se tornar mais abrangente e resiliente. Zhou *et al.* [31] simularam defeitos em peças fundidas através da aplicação estatística por *Design of Experiments* (DOE) e métodos baseados em *soft computing* no processo de Fundição por Pressão Diferencial, ou DPC (*Differential Pressure Casting*). O DPC, também conhecido como *Counter Pressure Casting* (CPC), é uma variação bastante semelhante ao processo LPDC, sendo a principal distinção entre ambos a diferença de pressão ligeiramente maior entre o forno e o molde, trazendo como principais vantagens a redução de turbulência e redução de micro-rechupe ao longo da peça [32]. Experimentos de fundição virtual foram realizados e os dados de defeitos foram coletados sob varias condições do DPC utilizando experimentação ortogonal, que é um método estatístico explorativo no qual, através da variação de múltiplos fatores e níveis, estuda um processo/sistema e minimiza a quantidade de análises realizadas [33, 34]; e *design* horizontal uniforme, que é um método numérico que usa um número limitado de experimentos distribuídos uniformemente para substituir combinações de parâmetros experimentais [35–37].

Foram desenvolvidas também pesquisas que fizeram uso de simulações numéricas como ferramenta de otimização. Yavuz *et al.* [38] desenvolveram um modelo baseado em dinâmica dos fluidos computacional, ou CFD (*Computational Fluid Dynamics*). Buscando a melhor combinação, alguns parâmetros de processo foram ajustados manualmente através da aplicação de DOE, objetivando o melhor fluxo de ar de um anel de refrigeração aplicado em fundição sob baixa pressão. Rao *et al.* [39] realizaram um estudo similar com a simulação CFD, focando no desenvolvimento de peças mais otimizadas e robustas atra-

vés da previsão de defeitos, como o defeito de micro-rechupe comum em peças fundidas, durante o desenvolvimento de volantes de motor.

2.1.1 Desenvolvimento de Produto

No fluxo de desenvolvimento de um novo produto temos basicamente três grandes grupos: conceito, *design* e testes dos protótipos [40]. Na Figura 2.1 é apresentado o fluxo da etapa de *design* e dentro desta temos, convencionalmente, as seguintes sub-etapas: a fase de desenvolvimento do projeto, para que então seja feito a elaboração das ferramentas e por fim a concepção do processo do produto.

Após todos estes passos são realizadas as avaliações e os testes para atendimento dos requisitos de durabilidade, discutidos na seção 2.2.4. No fluxo convencional da Indústria 3.0, Figura 2.1 (a), caso o produto apresente, por exemplo, alguma falha durante os testes de durabilidade no final do seu ciclo, é necessário entender a causa raiz e então voltar às primeiras etapas desse *loop* [40, 41]. Este tipo de fluxo consome muito tempo e, portanto, tem um alto custo pois processos de otimização, muitas vezes, são baseados em tentativa e erro ou dependem totalmente da experiência dos engenheiros responsáveis [3, 42].

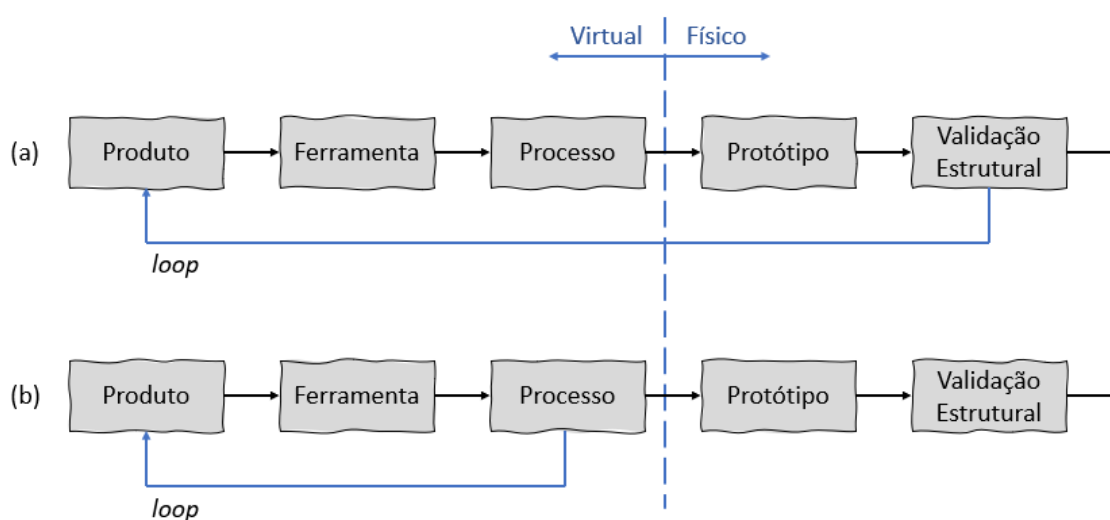


Figura 2.1: Fluxo de *design* dentro do desenvolvimento de produto: (a) Fluxo convencional da Indústria 3.0 com menor quantidade de processos virtuais. (b) Fluxo da Indústria 4.0 com virtualização completa do processo de *design*.

A alta demanda por respostas mais rápidas e com menor *time-to-market* junto à necessidade de produtos otimizados tem se tornado cada vez maiores por parte das grandes montadoras e empresas. A virtualização é um dos grandes tópicos da Indústria 4.0 e a utilização de computadores de alta performance, ou HPC (*High-Performance Computing*), acelera este processo de desenvolvimento [43].

Na Figura 2.1 (b) temos a etapa de *design* atualizada para a digitalização. O ciclo de projeto é feito inteiramente dentro do ambiente virtual, como previsto pela nova revolução industrial. O desenvolvimento de modelos numéricos cada vez mais precisos é essencial e faz possível a redução de testes de validação de protótipos que são custosos tanto em tempo quanto em dinheiro [2]. Dentro do virtual é possível utilizar ferramentas CAE (*Computer-aided Engineering*), como análise de elementos finitos, a fim de automatizar as iterações de uma otimização estrutural considerando diversas variáveis, sejam elas focadas para definição de projeto, ferramenta ou processo. Esta prática seria totalmente inviável fora deste ambiente virtual [42, 44].

2.2 Rodas automotivas de liga

2.2.1 Estrutura

As rodas de alumínio, apesar de serem compostas por um único sólido contínuo, são divididas virtualmente em diferentes regiões para facilitar e direcionar o entendimento de aspectos relacionados à estrutura. Esta nomenclatura pode ser usada para futuras investigações como em ensaios mecânicos de cada região ou para a localização de falhas em relatórios técnicos.

As divisões são feitas baseadas em características de uso da roda, como: a região de montagem da fixação com o cubo/freio ou montagem com o pneu, podem ser baseadas em diferentes taxas de resfriamento, como por exemplo, nos casos de braços de reforço com diferentes espessuras. A representação dessas áreas estruturais, conforme Figura 2.2, será empregada ao longo do trabalho.

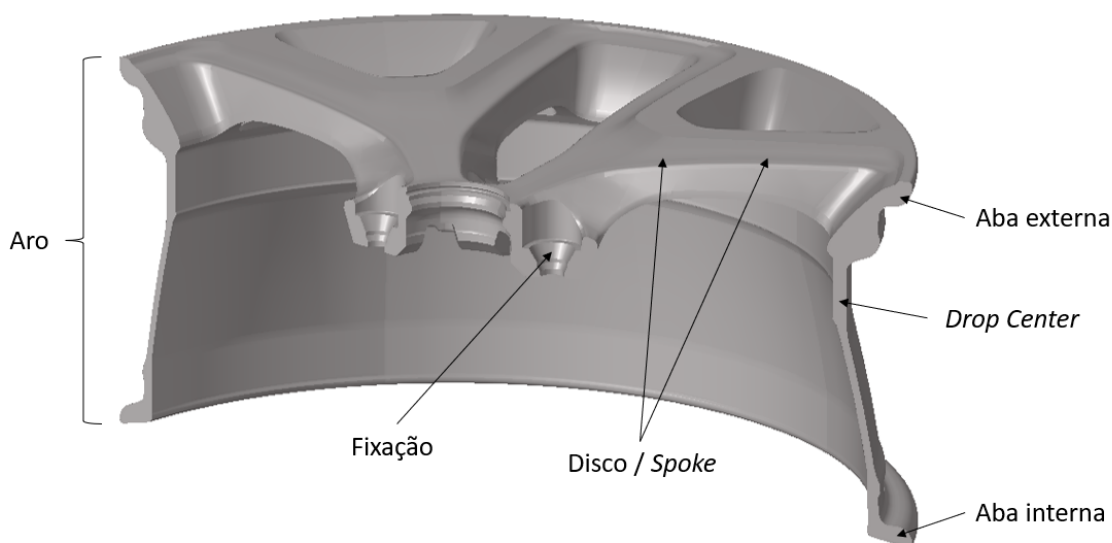


Figura 2.2: Representação das regiões de uma roda de veículo de passeio fabricadas com emprego de ligas de Al.

2.2.2 Processo de fundição sob baixa pressão

Atualmente a tecnologia mais aplicada para a fabricação de rodas de liga leve é o processo de fundição sob baixa pressão, ou LPDC (*Low-Pressure Die Casting*). Isto se deve pela facilidade que este processo apresenta para manufaturas em larga escala, mantendo uma boa performance no resultado final [8]. Em comparativo, as propriedades mecânicas e de fadiga do LPDC são geralmente de 5 a 6% maiores que aquelas relacionadas ao processo de fundição por gravidade [45].

A Figura 2.3 demonstra a estrutura simplificada do LPDC [3]. Devido à produção seriada, este é um processo cíclico no qual se inicia com a pressurização do forno que contém o metal líquido. A pressão aplicada faz com que esse metal seja encaminhado para cima em direção à tubeira de injeção. A fim de minimizar a turbulência do metal líquido, determina-se a pressão de acordo com: as dimensões e geometrias dos moldes/produto, espessuras das cavidades e taxa de alimentação do metal [46]. A liga de alumínio, que está a temperaturas entre 690 e 710°C, então preenche o molde que, por sua vez, já está pré-aquecido entre 300 e 500°C [47]. Ao mesmo tempo em que ocorre esse preenchimento o

molde é resfriado por diversos tubos, refrigerados a água ou ar, a fim de obter um maior controle das taxas de resfriamento para cada região de interesse do produto. Geralmente o resfriamento é maior em regiões mais críticas.

Após a solidificação, os moldes laterais e o superior se movem e se afastam da peça. A roda que está presa ao molde superior é então retirada e levada a um resfriamento em água à temperatura ambiente, assim fechando o ciclo de produção [48].

Para um melhor preenchimento da cavidade complexa do molde a liga é vazada à uma temperatura superior à temperatura *liquidus*. A diferença entre a temperatura de vazamento e a temperatura de transformação, representada pela Equação 2.1, é denominada superaquecimento [9].

$$\Delta T_v = T_v - T_L \quad (2.1)$$

onde, ΔT_v é a temperatura de superaquecimento, T_v é a temperatura de vazamento e T_L a temperatura *liquidus* ou de fusão.

Para garantir a qualidade e homogeneidade do produto todo o sistema precisa entrar em modo estacionário. Este patamar é alcançado após aproximadamente 4 a 6 ciclos desde o início de produção do maquinário [46]. As rodas fabricadas antes deste estado são segregadas e retornam para a etapa de fusão.

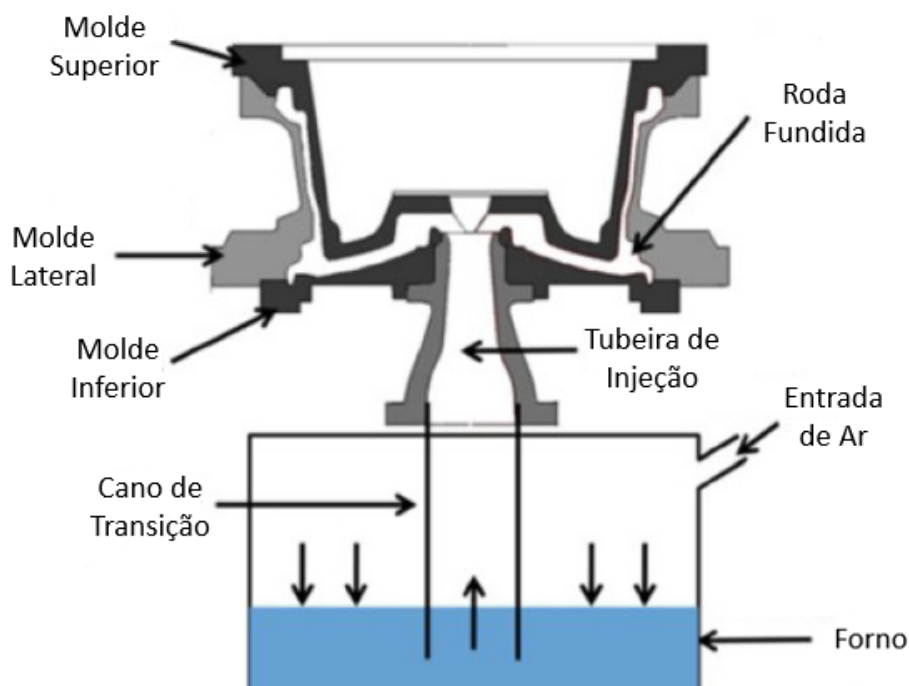


Figura 2.3: Estrutura simplificada do processo de Fundição sob Baixa Pressão (LPDC) (adaptado de [3]).

Muitos trabalhos foram desenvolvidos para otimizar a fundição sob baixa pressão e reduzir os defeitos do material no produto final. Por ser muito comum, o LPDC é um processo bem desenvolvido e, por isso, para que se obtenha maiores ganhos é necessário a utilização de avançadas ferramentas de simulação para um estudo mais completo, sendo inviável a otimização por tentativa e erro [3].

2.2.3 Tratamento térmico de solubilização + envelhecimento

O tratamento térmico mais utilizado para a liga A356, que será discutida na seção 2.4, é o T6. Este tratamento é muito comum para a aplicação em peças que tenham uma alta demanda estrutural ou em itens de segurança, sendo este o caso das rodas de liga [7]. Segundo a norma NBR 6835, a letra T é especificada para tratamento térmico, com ou sem deformação plástica, que produzem propriedades físicas estáveis. A denominação T é seguida por um dígito que indica a sequência dos processos básicos [49].

No tratamento térmico (T) com dígito 6, existem tradicionalmente três estágios: a solubilização, a têmpera (opcional) e o envelhecimento [49, 50].

Na Figura 2.4 podemos ver uma representação esquemática de cada etapa ao longo do tempo.

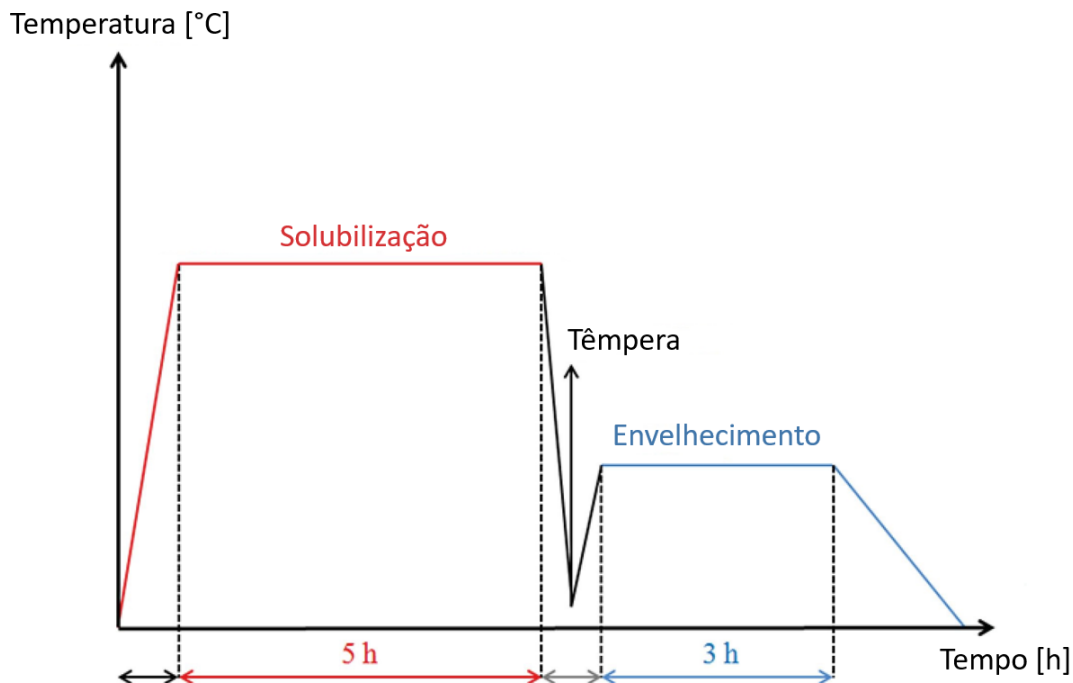


Figura 2.4: Representação esquemática dos estágios do tratamento térmico T6 (adaptado de [51]).

A primeira etapa de solubilização consiste em submeter a peça a uma alta temperatura para dissolver os elementos como Mg e Si para dentro da fase α -Al e assim criar uma composição mais homogênea na solução sólida. Outras razões são a esferoidização e o engrossamento da morfologia do Si eutético, exemplificadas na Figura 2.5 [52–54]. Alguns autores recomendam que a solubilização seja feita um pouco abaixo da temperatura eutética da liga A356 [55, 56]. Temperaturas muito abaixo do eutético podem tomar um tempo muito maior referente a etapa de solubilização. Enquanto temperaturas maiores podem desencadear o início da fusão do microconstituente eutético, resultando na geração de um número maior de defeitos e na redução das propriedades mecânicas [57].

Um estudo desenvolvido por Lumley *et al.* [58] mostra os efeitos do tratamento térmico na liga A360 (Al-9.5%Si-0.5%Mg-0.3%Cu). Neste trabalho, as relações temperatura x tempo da solubilização variaram de 545°C por 16 h, em um caso extremo, e de 545°C até 485°C por 15 min de tratamento. A avaliação do caso

extremo de 16 h resultou em uma peça inutilizável, na qual seu dimensional radial e longitudinal foi totalmente afetado pelo tratamento térmico e a superfície externa teve uma grande quantidade de bolhas geradas. Para temperaturas abaixo dos 525 °C, a alteração dimensional e a formação de bolhas foram praticamente eliminadas no tempo de 15 min. Baseado nestes resultados, Sigworth and Donahue [59] realizaram um levantamento de alguns pontos que precisam ser considerados como resultado da solubilização:

- Altas temperaturas durante o tratamento térmico corroboram na distorção dos componentes. A deformação da peça é gerada a partir do seu próprio peso, portanto, a forma na qual a peça é presa durante o tratamento deve ser devidamente planejada. Quanto maior o tempo de exposição à altas temperaturas, maior a distorção resultante;
- A formação de bolhas superficiais no produto aumentam com o aumento do tempo e temperatura e processo. O aparecimento destas bolhas superficiais podem estar relacionados a gases aprisionados durante o preenchimento do ferramental, pela porosidades de hidrogênio e por gases gerados por fluxo turbulento do metal líquido durante o processo de preenchimento do molde. Quando a temperatura da solubilização está próxima da temperatura *solidus* o metal perde sua resistência o suficiente para que a bolha tenha uma expansão e deforme o metal;
- O principal motivo para a aplicação de solubilização é a dissolução do Mg em solução sólida. Durante a solidificação, aproximadamente metade do Mg da liga é segregado no líquido, formando fases grosseiras de Mg_2Si , e a outra metade permanece em solução nos grãos de Al e nas dendritas. A temperatura da solubilização precisa ser alta o suficiente para dissolver todo o Mg presente na liga;
- Partículas de Si na fase eutética sofrem mudança de tamanho e morfologia. O Si eutético aparece em formato de fibras em seu estado fundido. Após a solubilização estas fibras de Si se quebram em partículas menores e mais

esféricas, conforme visto na Figura 2.6. Esta alteração na morfologia do Si resulta em melhor encruamento e maior resistência. Assim, melhorando a ductilidade e a resistência ao impacto. Diferenciando dos resultados obtidos de tratamentos térmicos que não apresentam solubilização, como no caso das têmperas F e T5.

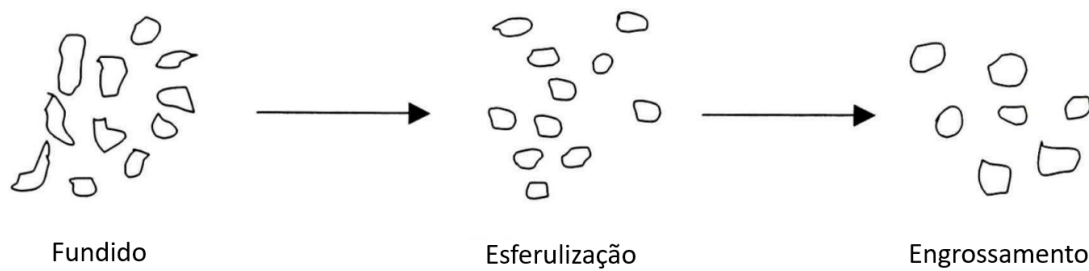


Figura 2.5: Esquemático da caracterização do Silício resultante do processo de solubilização em ligas Al-Si (adaptado de [52]).

Na Figura 2.6 (a) pode ser identificada a microestrutura típica da liga A356 em uma amostra fundida formada por fase α -Al (cor escura) e Si eutético (cor clara) com morfologia acicular. As figuras seguintes (2.6 b, c e d) representam a liga A356 com a aplicação de solubilização, típica do tratamento térmico T6. Quanto maior o tempo de solubilização, menor a relação de aspecto das partículas de Si.

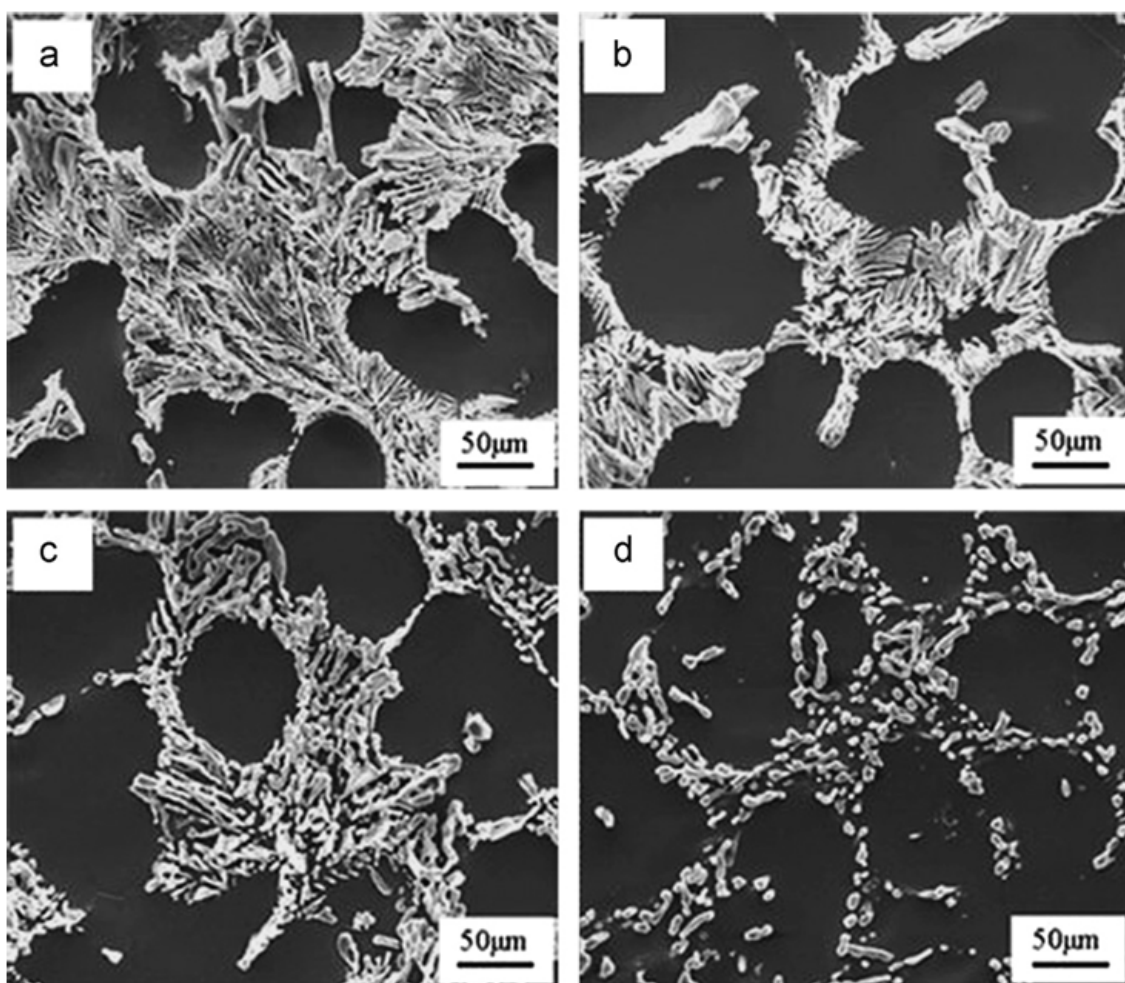


Figura 2.6: Microestruturas da liga A356: (a) amostra *as-cast*, (b) amostra com solubilização à 550 °C por 30 min, (c) amostra com solubilização à 550 °C por 2 h, e (d) amostra com solubilização à 550 °C por 10 h [60].

Na etapa seguinte, ocorre a têmpera que é um resfriamento rápido da peça. Seu objetivo é produzir uma solução com super saturação do soluto, prender o Mg em solução sólida e manter este estado à temperatura ambiente [52]. Segundo a norma ASTM B917 o resfriamento da liga A356 precisa ser rápido, em torno de 45 s, entre a faixa de temperatura de 260 à 400 °C para que não ocorra a precipitação prematura ao custo das propriedades de corrosão e tração [55]. Velocidades mais altas de resfriamento podem ocasionar maiores distorções e empenamento devido ao alto gradiente térmico e às tensões térmicas da peça [52, 61]. Para menores velocidades podem haver consequências como algumas precipitações desfavoráveis durante a têmpera, envelhecimento localizado, perda dos contornos de grãos e em alguns casos a perda de eficiência

no envelhecimento [61–63]. Em outras situações, como em peças maiores, as tensões residuais causadas podem ser críticas, se tornando viável a aplicação de têmpera a ar com o uso de ventiladores industriais. Neste caso haverá uma perda de eficiência, o que pode ser recuperado durante a etapa de envelhecimento ou com o aumento do teor de Mg na liga [59].

A última etapa do tratamento térmico T6 é o envelhecimento que, por sua vez, pode ocorrer de forma natural, em temperatura ambiente, ou de forma artificial com temperaturas maiores entre 150 a 210 °C [52]. Segundo a norma ASTM B917, para a liga A356, o recomendado é que a peça seja envelhecida em um período de 2 a 5 horas e à temperatura de 155 °C [55]. Neste envelhecimento artificial os átomos são melhor difundidos, fazendo com que seja possível a formação mais rápida de precipitados maiores se comparado com o envelhecimento natural [53, 54]. Em maiores temperaturas são observadas melhores propriedades, tais como uma maior dureza, limite de escoamento e limite de resistência a tração, porém, em contrapartida temos um deterioramento da ductilidade do material [52]. Se a temperatura ultrapassar o recomendado acontece um aumento do tamanho e uma diminuição da dispersão dos precipitados, assim, prejudicando as propriedades mecânicas [64].

2.2.4 Validação estrutural

Independente do veículo, as rodas são um item estrutural de alta importância devido ao impacto direto na segurança de seus usuários e àqueles em sua volta. Por isso, o *design* definido precisa ser submetido a severos ensaios de bancada a fim de reproduzir a aplicação real do produto [2].

Os ensaios mais comuns para rodas fabricadas em alumínio que serão utilizadas em veículos de passeio são os ensaios de fadiga, como o *Rotary Bending*, *Rim Rolling* e Biaxial, os ensaios de impacto Lateral e Radial e, por fim, os ensaios de rigidez e NVH (*Noise, Vibration and Harshness*). Todos estes podem ter alterações, ou variações similares, de acordo com o requisito de cada cliente.

Outro teste muito utilizado para o acompanhamento e validação da roda durante sua vida produtiva é o ensaio de tração. Este ensaio traz dados de re-

sistência mecânica para as regiões críticas da roda e servem para controle da reprodutibilidade da liga a cada lote de produto produzido. Os resultados obtidos do ensaio de tração correlacionam com os resultados dos testes de bancada, mencionados no paragrafo anterior, e com os resultados da análise estrutural por elementos finitos, ou FEA (*Finite Element Analysis*). As regiões críticas que serão ensaiadas são definidas a partir destes resultados e por definição do cliente.

Dentre todos os ensaios citados serão abordados aqui os que são os mais recorrentes e, muitas vezes, mais críticos no desenvolvimento de rodas de liga: o ensaio de fadiga *Rotary Bending* e os ensaios de impacto.

Os ensaios de fadiga tem como objetivo contabilizar a quantidade de ciclos de forma acelerada, até uma ciclagem mínima, ou até a aparição de uma trinca com dimensão mínima definida por norma, utilizando da aplicação de carga rotativa completamente reversível ($R = -1$) [65]. O ensaio de fadiga por *Rotary Bending*, também conhecido como *Cornering*, é um dos testes mais tradicionais e o equipamento está representado na Figura 2.7 [66].

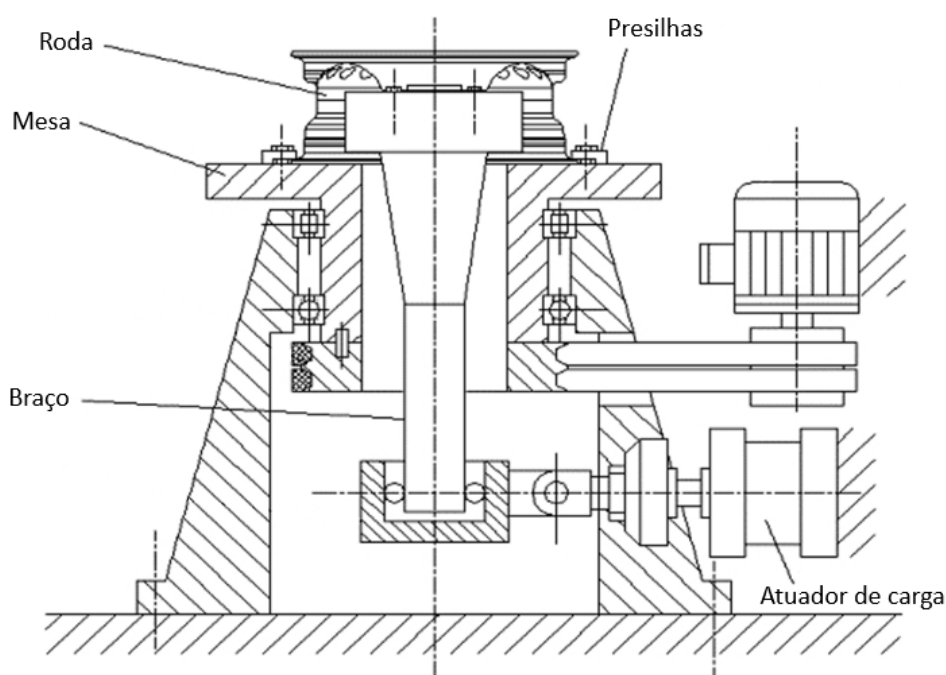


Figura 2.7: Esboço da máquina para teste de *Cornering* (adaptado de [66]).

Neste ensaio são simulados de forma dinâmica os comportamentos fletores da roda durante o uso do veículo como, por exemplo, quando o veículo faz curvas [67]. A roda é montada sem pneu na bancada e presa pelo aro no flange interno ou externo. Nos furos de fixação a roda é também presa a uma placa contendo um braço no centro com dimensões próximas a um metro. Na ponta deste braço é então aplicada uma carga para gerar um momento fletor no disco/*spoke* da roda. A região com maiores tensões e, portanto mais crítica, para este teste é a região do disco/*spoke* [65, 67, 68]. De acordo com a norma SAE J328 [65], o momento fletor aplicado é calculado pela Equação 2.2.

$$M_f = F_R \cdot (r \cdot \mu_f + d) \cdot S \quad (2.2)$$

onde, F_R = força radial atuante na roda, r = raio estático do pneu utilizado, μ_f = coeficiente de atrito entre pneu e solo, d = offset de montagem da roda e S = fator de aceleração do teste.

Além dos ensaios de fadiga, as rodas também precisam ser aprovadas nos ensaios de resistência ao impacto Lateral e Radial, ambos regidos e descritos pelas normas internacionais SAE e ISO [69, 70] ou por normas específicas para cada cliente, como no caso da AK-LH 08 [71]. Ambos os ensaios foram desenvolvidos para simular a colisão da roda com obstáculos concentrados, por exemplo, em buracos ou calçadas [2, 72, 73]. A região críticas para o ensaio de impacto lateral é a região do disco/*spoke*, assim como no ensaio de fadiga *Cornering*.

O impacto Lateral é realizado geralmente com a roda posicionada a 13° em relação ao plano do solo, vide Figura 2.8. O martelo, com superfície de contato plana, é solto em queda livre e em direção de impacto ao flange externo do aro. A altura e massa do martelo são definidos por norma e são baseados nas dimensões da roda. O ensaio é realizado com o pneu montado. Abaixo da mesa de teste existem 4 suportes de borracha natural para a absorção do impacto [69, 73].

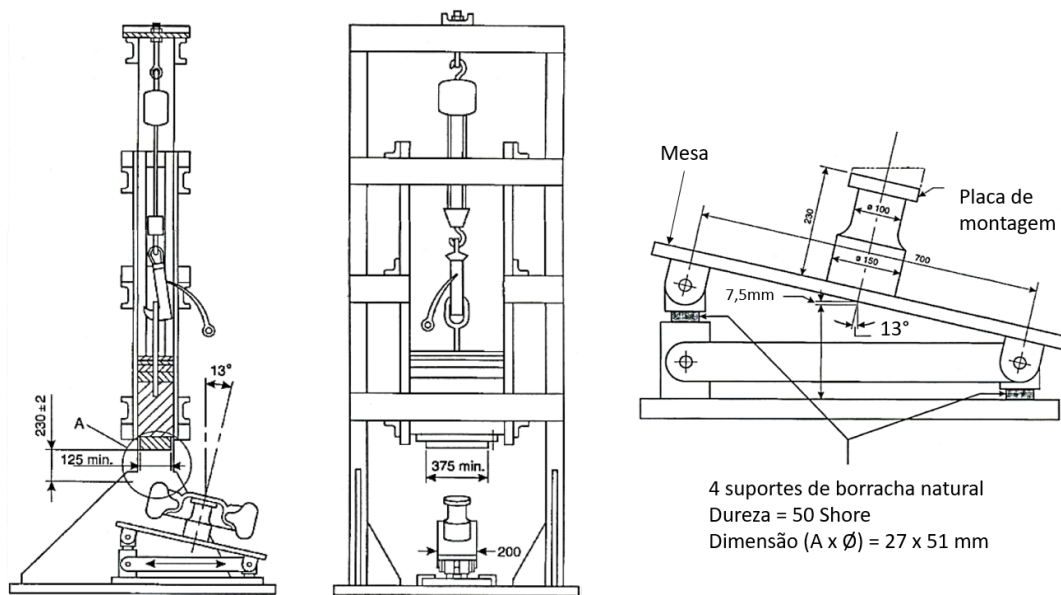


Figura 2.8: Esboço da máquina de ensaio de impacto Lateral (adaptado de [69]).

O impacto Radial, Figura 2.9, tem um procedimento muito similar ao visto no impacto Lateral. A roda é presa pelos furos de fixação a uma mesa de teste e esta fica em posição perpendicular ao martelo, que é solto em queda livre em direção ao aro da roda. O teste também é realizado com o pneu montado. O martelo pode ter superfície de contato plana ou em formato de V e a definição de massa e altura do impacto são feitas baseadas nas dimensões da roda [2, 71].

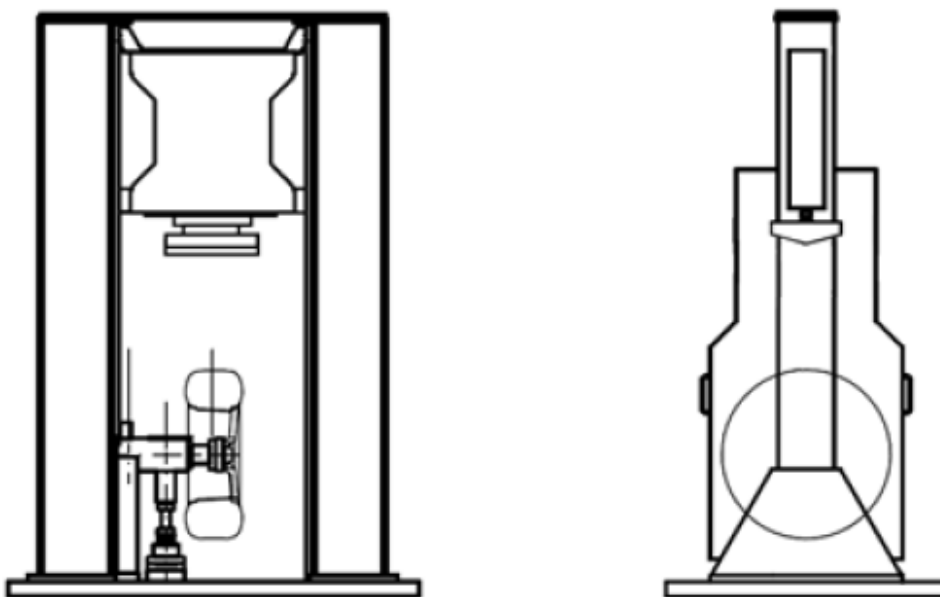


Figura 2.9: Esboço da máquina de ensaio de impacto Radial (modificado de [74]).

Os impactos são realizados em várias direções, rotacionando radialmente, e os critérios de falha para ambos os ensaios, na maioria dos casos, são:

- Fratura visível na espessura do disco, no caso de impacto Lateral;
- Fratura no *drop center* do aro, no caso de impacto Radial;
- Perda total de pressão do pneu em menos de 1 min;
- Fratura com separação entre os componentes disco e aro.

2.3 Solidificação

O fenômeno da solidificação está diariamente, em alguma parcela, no dia a dia de nossas vidas. Seja simplesmente pela produção de cubos de gelo ou até na utilização de produtos manufaturados. Nestes a solidificação teve um papel essencial nas etapas de fabricação do material.

Os componentes metálicos passam, necessariamente, em algum momento de sua vida produtiva por um processo de solidificação. O metal quando fundido tem sua viscosidade reduzida de forma abrupta, possibilitando o preenchimento de moldes com geometrias complexas e mais próximas do produto acabado ou aplicados a moldes mais simples como na produção de lingotes, que posteriormente irão demandar processos de conformação plástica para atingir o formato desejado na peça. Outras aplicações são através da solidificação rápida, que é utilizado na produção de fios e filamentos metálicos; a soldagem, seja para a junção de peças ou como manufatura aditiva; e, por fim, a refusão superficial a *laser* como técnica de tratamento superficial [9].

As condições de solidificação, como o tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, tamanho e forma das inclusões, porosidades e heterogeneidades da composição química influenciam fortemente nas características mecânicas da peça resultante [9, 75, 76]. Para uma mesma composição química de uma determinada liga metálica pode-se ter diferentes microestruturas resultantes apenas variando as configurações de processamento. Algumas destas configurações podem ser citadas, como a temperatura de vazamento (T_v) do metal líquido, a estrutura/material do molde, que atuará dando

formato a peça e como fonte de troca de calor e os resfriamentos aplicados ao molde.

A taxa com que o calor latente é retirado e introduzido ao sistema molde/liga, têm impacto no gradiente térmico (G_L) e na velocidade da fronteira sólido/líquido (S/L) (V_L), os quais influenciam diretamente nas taxas de resfriamento (\dot{T}_L) do metal. Esta taxa tem efeitos na redistribuição de soluto, afetando a morfologia resultante da interface S/L [9]. Na Figura 2.10 podemos ver o encadeamento da solidificação.

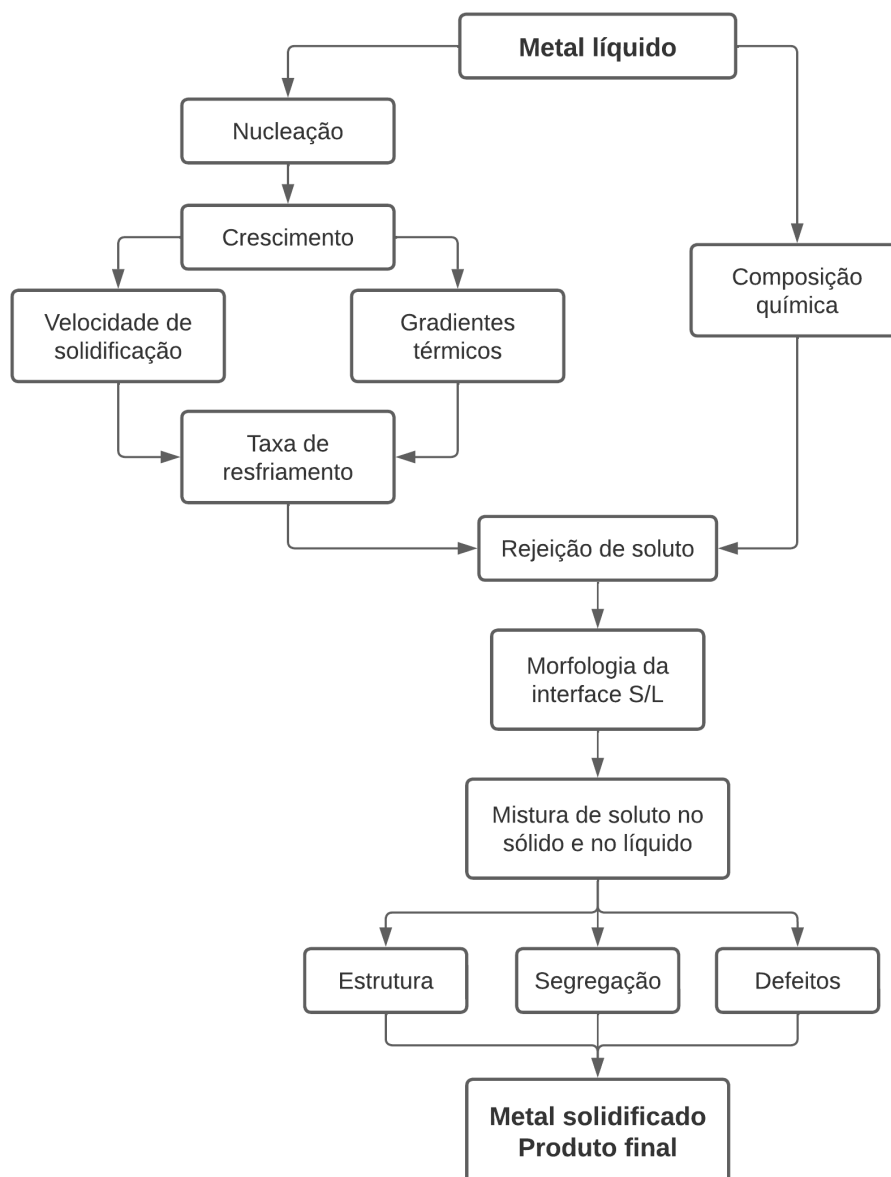


Figura 2.10: Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal [9].

O estudo e melhor entendimento dos parâmetros de solidificação das ligas metálicas, considerando o sistema molde/liga, são de suma importância para um maior controle e qualidade dos resultados. Experimentos de solidificação unidirecional são muito utilizados pois auxiliam nesta caracterização microestrutural, térmica e composicional do material.

O método de Bridgman foi desenvolvido por P.W. Bridgman, em 1925. Este método baseia-se no processo de solidificação com controle de regime de super resfriamento, possibilitando a obtenção de um monocristal. É uma técnica amplamente difundida e refere-se à solidificação unidirecional em condições de fluxo de calor estacionário. Ou seja, o gradiente térmico e a velocidade da fronteira são controlados de forma independente e são constantes durante todo o processo de solidificação [77–79]. Porém, a maioria das ligas manufaturadas são solidificadas em condições transitórias em função do tempo e da posição do metal. Dispositivos de solidificação direcional que oferecem esta condição são necessários para representar o fenômeno, apresentado adiante [77, 80–82].

2.3.1 Transferência de Calor

Durante a solidificação do metal a transferência de calor acontece de forma transitória. A transformação líquido/sólido está acompanhada de uma fronteira móvel, separando os dois estados, onde se tem uma liberação de energia térmica. O processo de solidificação pode ser descrito pela direção no qual este fluxo de calor é extraído e pelo sentido da frente de solidificação. O calor sensível, da temperatura de vazamento, e o latente, liberado pela frente de solidificação, são transferidos através dos seguintes mecanismos [9]:

- **Condução:** transferência interna de calor causado pelo gradiente de temperatura. Acontece pela atuação de fônons e elétrons excitados [83].
- **Convecção:** pode ocorrer no meio líquido e na superfície externa ao meio ambiente. É o transporte de energia térmica através do fluxo de circulação.
- **Radiação:** ocorre também no meio ambiente, externo ao molde. É o fluxo de calor contrário e proporcional ao gradiente térmico. Ocorre por meio

de ondas eletromagnéticas e possibilita a transferência de energia sem o contato entre os meios.

- Newtoniana: ocasionado pela rugosidade presente entre a superfície de interação metal solidificado e molde. Ocorre pela resistência térmica desencadeada pelo complexo mecanismo de transferência de calor, nomeado newtoniano.

Na Figura 2.11 podem ser vistos os mecanismos em uma sessão da interação metal/molde e meios.

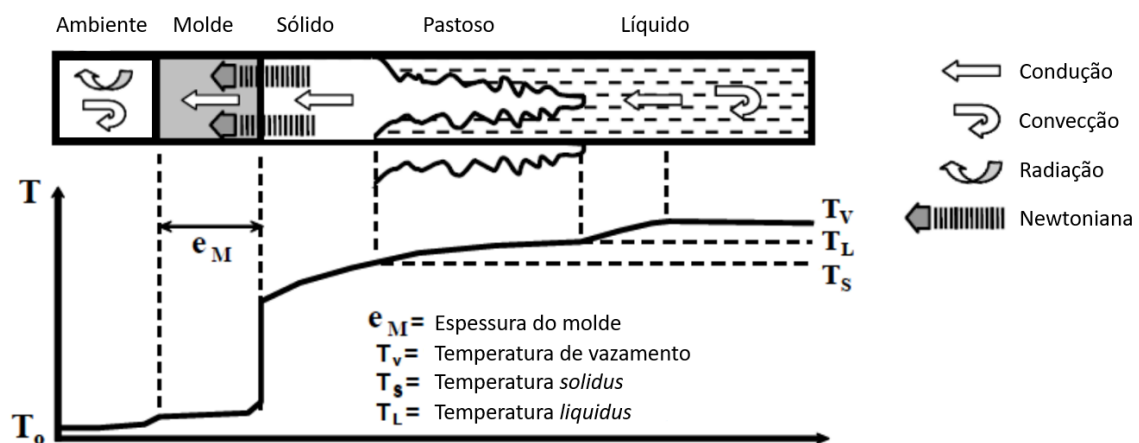


Figura 2.11: Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (adaptado de [84]).

A análise de transferência de calor tem como objetivos determinar a distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e determinação da cinética da solidificação. O experimento de solidificação unidirecional realizado de forma ascendente é uma forma de alcançar estes objetivos e pode ser visto na Figura 2.12. A extração de calor é feita através de uma chapa de metal na base do recipiente e resfriado com água. A frente de solidificação avança no sentido vertical, sendo contrário à ação da gravidade. O próprio peso do metal favorece o contato com a base refrigerada.

Neste experimento o soluto rejeitado na solidificação provoca a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o volume do metal líquido, garantindo a estabilidade do processo [85]. Para determinação da evolução da interface de

solidificação são utilizados, experimentalmente, termopares que coletam dados de temperatura ao longo do tempo para a definição dos perfis térmicos. Isso torna possível determinar relações quantitativas entre variáveis térmicas e parâmetros microestruturais da solidificação.

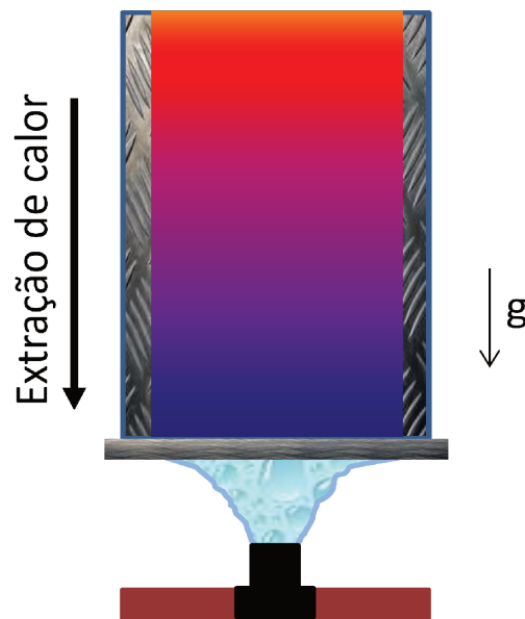


Figura 2.12: Desenho esquemático da técnica experimental de solidificação unidirecional ascendente com refrigeração a água [86].

2.3.2 Microestrutura

A morfologia da microestrutura resultante do processo de solidificação tem uma relação direta com o tipo da interface S/L presente. Em um cenário ideal, esta interface pode ser do tipo planar, porém, na maioria dos casos a interface está fora de equilíbrio resultando em uma morfologia celular ou dendrítica. A Figura 2.13 mostra as morfologias formadas pela solidificação. A estabilidade ou instabilidade interfacial pode ser causada por efeitos constitucionais, como a concentração de soluto (C_0) e super-resfriamento constitucional (SRC), e pelos efeitos térmicos do metal/molde, como o gradiente térmico do líquido (G_L) e a velocidade de crescimento do sólido (V_L) [77, 80, 85].

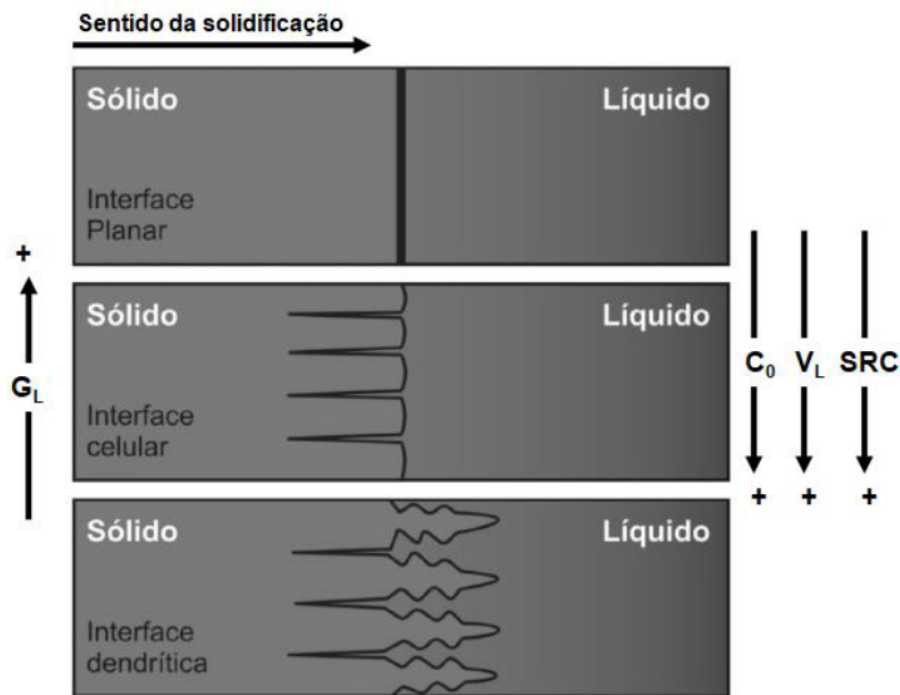


Figura 2.13: Desenho esquemático da formação de microestruturas de solidificação com dependência de suas variáveis constitucionais (C_0 e SRC) e térmicas (G_L e V_L) [85].

A situação fora do equilíbrio é a mais comum. A depender do valor do coeficiente de distribuição do soluto (k), o soluto ou o solvente da amostra pode ser segregado à frente da interface S/L. Provocando uma redistribuição não uniforme no líquido causando a instabilidade. Para a situação onde $k < 1$, visto na Figura 2.14, há um acúmulo de soluto à frente da interface, favorecendo a nucleação e a instabilidade gradativa, o chamado SRC [86]. Quanto maior este super-resfriamento constitucional, maiores as instabilidades, fazendo com que estruturas celulares passem para estruturas dendríticas. Em outras palavras, a forma da célula deixa de ser circular e passa a ter um formato de cruz de malta. Inicialmente, esta transição depende de fatores cristalográficos. Com o aumento do SRC, a interface S/L tende a avançar em direções preferenciais em relação ao eixo de crescimento. Este crescimento é interrompido quando a direção preferencial é atingida e os braços secundários estão definidos [9, 77].

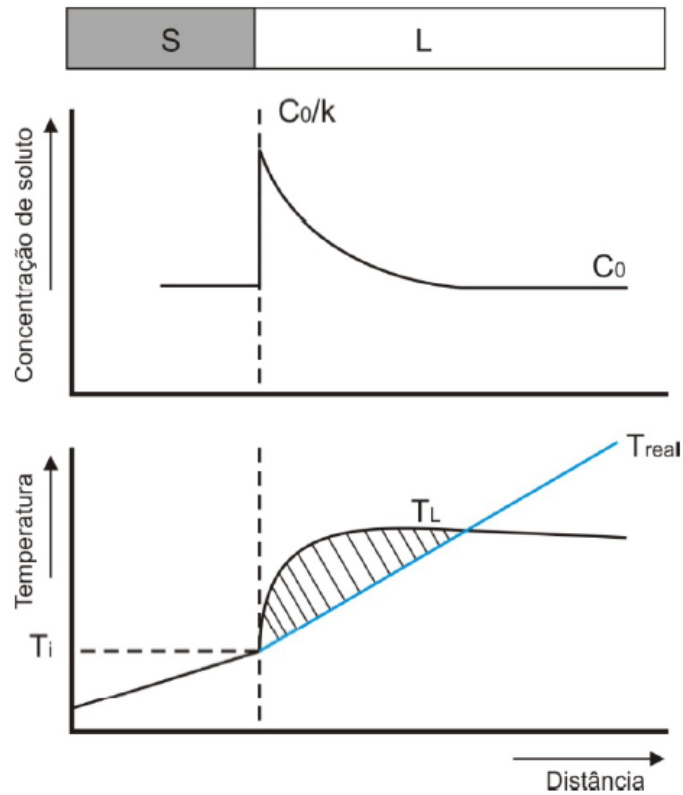


Figura 2.14: Super resfriamento constitucional. Perfil de acúmulo de soluto e perfil de temperatura no líquido à frente da interface S/L [9, 86].

Na Figura 2.15 são exemplificadas as distâncias entre os braços dendríticos, ou ramificações dendríticas, e que são chamadas de espaçamentos interdendríticos. Podendo ser espaçamentos interdendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).

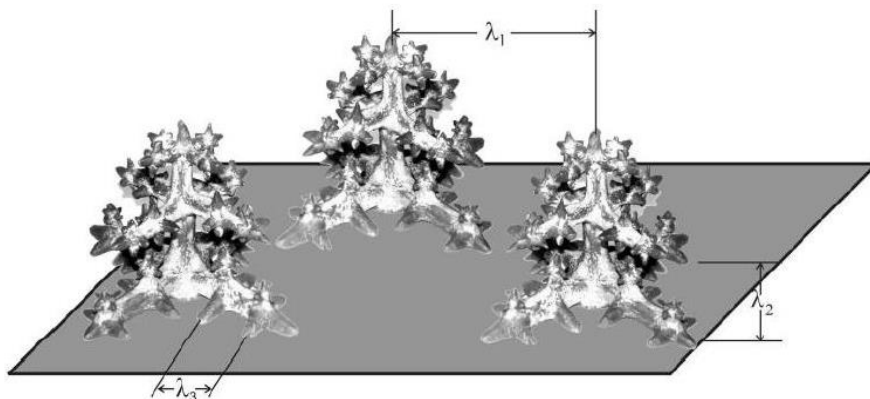


Figura 2.15: Representação esquemática dos espaçamentos interdendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3) [87].

A previsão das propriedades é essencial para o entendimento das relações entre parâmetros estruturais e térmicos do processo de solidificação. Em peças fundidas, a morfologia tem uma grande influência nas propriedades químicas e mecânicas. Alguns modelos teóricos foram desenvolvidos para prever e entender as variáveis térmicas envolvidas na solidificação através de parâmetros microestruturais [9].

Os modelos desenvolvidos por Hunt e Lu [88] e Bouchard e Kirkaldy [80] são baseados em ligas binárias em condições de regime transitório de extração de calor. Estes estudos estabelecem as relações na forma generalizada, visto na Equação 2.3.

$$(\lambda_C, \lambda_1, \lambda_2, \lambda_3, \lambda) = a \cdot (V_L, G_L, \dot{T}_L)^{-b} \quad (2.3)$$

onde, λ_C , λ_1 , λ_2 , λ_3 e λ são espaçamentos celulares, espaçamentos dendríticos primário, secundário, terciário e interfásico; V_L a velocidade de solidificação, G_L o gradiente de temperatura, \dot{T}_L a taxa de resfriamento; a a constante dependendo da composição química da liga e b o expoente determinado pela liga binária utilizada.

Bouchard e Kirkaldy [80] também desenvolveram um modelo, visto na Equação 2.4, específico para a previsão do espaçamento dendrítico secundário, ou *Secondary Dendrite Arm Spacing* (SDAS). Esta expressão independe do gradiente térmico e não considera o fenômeno do engrossamento das ramificações secundárias, sendo a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita a única variável.

$$\lambda_2 = 2 a_2 \pi \left[\frac{4 \sigma_{SL}}{C_0 (1 - k)^2 L_V} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3} \quad (2.4)$$

onde, σ_{SL} é a tensão superficial sólido/líquido, D_L o coeficiente de difusão de soluto no líquido, V_L a velocidade da interface sólido/líquido C_0 a composição nominal, k_0 uma constante adimensional, L_V o calor latente na base volumétrica

e a_2 um fator de calibração para ajuste dos desvios nos valores de difusão térmica e SDAS [9, 89].

Outro modelo desenvolvido para a predição dos espaçamentos dos braços secundários para ligas binárias foi sugerido por Rappaz e Boettinger [90], baseado em Kurz e Fisher [77]. A Equação 2.5 descreve a correlação entre SDAS e tempo de solidificação, t_{SL} , para sistemas multicomponentes.

$$\lambda_2 = 5,5 (M t_{SL})^{1/3} \quad (2.5)$$

onde, o fator numérico depende de fatores geométricos e estruturais do crescimento dendrítico e o fator M para ligas binárias é descrito pela Equação 2.6.

$$M = \frac{-\Gamma D_L \ln\left(\frac{C_e}{C_0}\right)}{m(1-k)(C_e - C_0)} \quad (2.6)$$

onde, Γ é o coeficiente de Gibbs-Thomson, responsável por correlacionar a variação de temperatura de fusão com a curvatura do cristal, m a inclinação da linha *liquidus*, k o coeficiente de redistribuição de soluto; D_L a difusão de soluto no líquido, C_0 e C_e as composições nominal e eutética, respectivamente.

2.4 Solidificação de Ligas AlSiMg (A356)

Ligas de Alumínio tem sido amplamente usadas nas indústrias automotiva, aeronáutica, naval, na fabricação de blocos de motores ou em aplicações com alta demanda estrutural. Isto se deve a sua baixa densidade e alta resistência relativa ao seu baixo peso, além do baixo custo para sua manufatura e boa soldabilidade que estas ligas apresentam [91].

Segundo a ASM (*American Society for Metals*), na série 300, as ligas de Alumínio contem o Silício como elemento de liga principal. A A356 é uma liga hipoeutética de Al-Si com a adição de outros elementos como o Magnésio e o Cobre [92]. Apresentando morfologia dendrítica, são formadas por uma fase de Alumínio e as regiões entre os braços dendríticos são preenchidas por fases in-

termetálicas e eutético Al-Si, conforme Figura 2.16. Esta liga é a mais utilizada para processo de fundição por apresentar um bom equilíbrio em propriedades como a baixa temperatura de fusão, alta estabilidade térmica, uma expansão térmica reduzida e, entre outras características positivas para aplicação, como a baixa densidade, boa resistência a corrosão e boas propriedades de fadiga e mecânica [7]. O tratamento térmico T6, discutido na seção 2.2.3, muitas vezes é empregado na liga para que se obtenha melhorias nestas propriedades mecânicas [6].

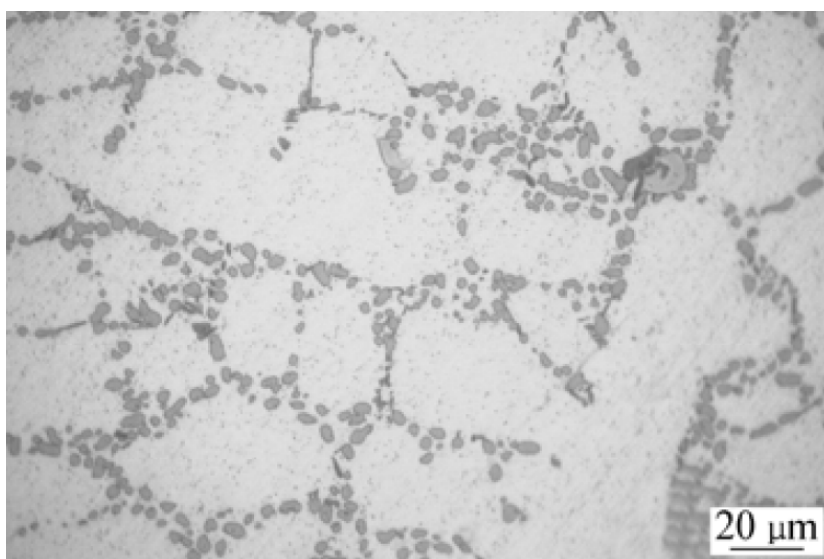


Figura 2.16: Microestrutura típica da liga A356-T6 (adaptado de [93]).

Na Tabela 2.1 podemos ver a composição química nominal da liga A356 utilizada nas rodas que serão avaliadas neste Mestrado.

Tabela 2.1: Composição química da liga A356 [94].

Elemento	Composição [% em peso]
Si	6,90 - 7,40
Mg	0,25 - 0,29
Sr	0,02 - 0,03
Ti	0,08 - 0,13
Fe	< 0,12
Cu	< 0,01
Mn	< 0,01
Zn	< 0,05
Outros	< 0,10
Al	Restante

O Silício é o principal elemento de liga e possui cerca de 7% em peso, o suficiente para produzir reação eutética. Os seus principais efeitos são as melhorias significativas nas características de fundição, como o aumento da fluidez do líquido, melhor alimentação do fundido e maior resistência à trincas a quente [6, 95, 96].

O segundo elemento que denomina a liga A356 é o Magnésio. Possui cerca de 0,27% em peso. A adição do Mg aumenta o limite de escoamento, a resistência a tração e a dureza, sem a redução de ductilidade, através da precipitação de partículas endurecedoras de segunda fase de Mg_2Si . Outro aspecto importante é que com o tratamento térmico T6 tem-se um ganho ainda maior destas propriedades. A adição de Cobre e Zinco, junto do Magnésio, facilita a formação de precipitados por envelhecimento durante o tratamento, e conseqüentemente também melhoram a resistência mecânica e dureza do fundido [6, 95, 97].

A adição de Estrôncio, em torno de 0,025% em peso, faz com que as partículas de Si tenham um formato mais compacto e arredondado. Isso resulta em um aumento da ductilidade do material e na redução do tempo de tratamento térmico. Assim, há uma melhora no desempenho dos ensaios de fadiga e resistência ao impacto. A maior ductilidade aumenta o limite de deformação aceitável do material antes do início de uma trinca. A adição de Sr também aumenta as barreiras eutéticas internas, atrasando a propagação da trinca [98]. Por outro lado, os estudos de Haskel *et al.* [99] demonstraram que apesar das melhorias esperadas com a adição de Estrôncio junto do tratamento T6, houve um aumento na quantidade de poros do material, que por sua vez, são prejudiciais à vida em fadiga.

O Titânio, muitas vezes acompanhado de uma pequena adição de Boro, tem como principal função o refino da estrutura dos grãos α -Al, resultando em melhores propriedades mecânicas e melhor usinabilidade. A estrutura sem este refinador tende a ser colunar, com a adição de Ti e B, tem-se uma maior quantidade de grãos com morfologia equiaxiais. Segundo Nafisi *et al.* [100] a adição de 0,06 a 0,08% de Ti e 0,01 a 0,08% de B é o ponto ideal de teor destes elementos na liga A356, sendo que em maiores quantidades resultam na formação

de intermetálicos de Ti entre as regiões eutéticas.

O Ferro na composição é uma impureza comum em ligas Al-Si. Em combinação com outros elementos tem-se uma elevada quantidade de fases insolúveis, como por exemplo: FeAl_3 , FeMnAl_6 , $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ e $\alpha\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ [6]. Os intermetálicos ricos em Fe tem morfologia acicular e sua formação é facilitada pela baixa solubilidade do mesmo no Al. Estas fases afetam as propriedades mecânicas, resultando na perda severa de ductilidade e resistência a tração; e ainda podem apresentar menores valores de SDAS, como também, uma maior quantidade de porosidade micro-rechupes. São também responsáveis pela diminuição da fluidez do metal líquido e auxiliam na formação de trincas à quente. Intermetálicos de Fe podem ser mais prejudiciais a peça do que a porosidade causada pelo hidrogênio [101, 102].

No trabalho de Kutsal *et al.* [103] foram realizadas análises microestruturais de diferentes regiões da roda (*spoke*, aba externa e aba interna) produzida com a liga A356. O estudo foi realizado com base nas condições: *as-cast*, temperado e envelhecido artificialmente; e as imagens de microscopia óptica podem ser vistas na Figura 2.17. Na condição da liga fundida, o Si eutético tem uma característica fibrosa em sua maioria e uma pequena fração de Si em forma de agulha pode ser observada, porém, mesmo em pequenas frações podem comprometer as propriedades mecânicas por agirem como fonte de propagação de trinca. Após a solubilização e têmpera da liga, as fases de Si em formato de agulha se transformam em fases mais esféricas e fibrosas, resultando em uma microestrutura com morfologia mais homogênea e uniforme, melhorando sua ductilidade e tenacidade a fratura. Após o processo de envelhecimento a morfologia fibrosa e homogênea fica ainda mais evidente.

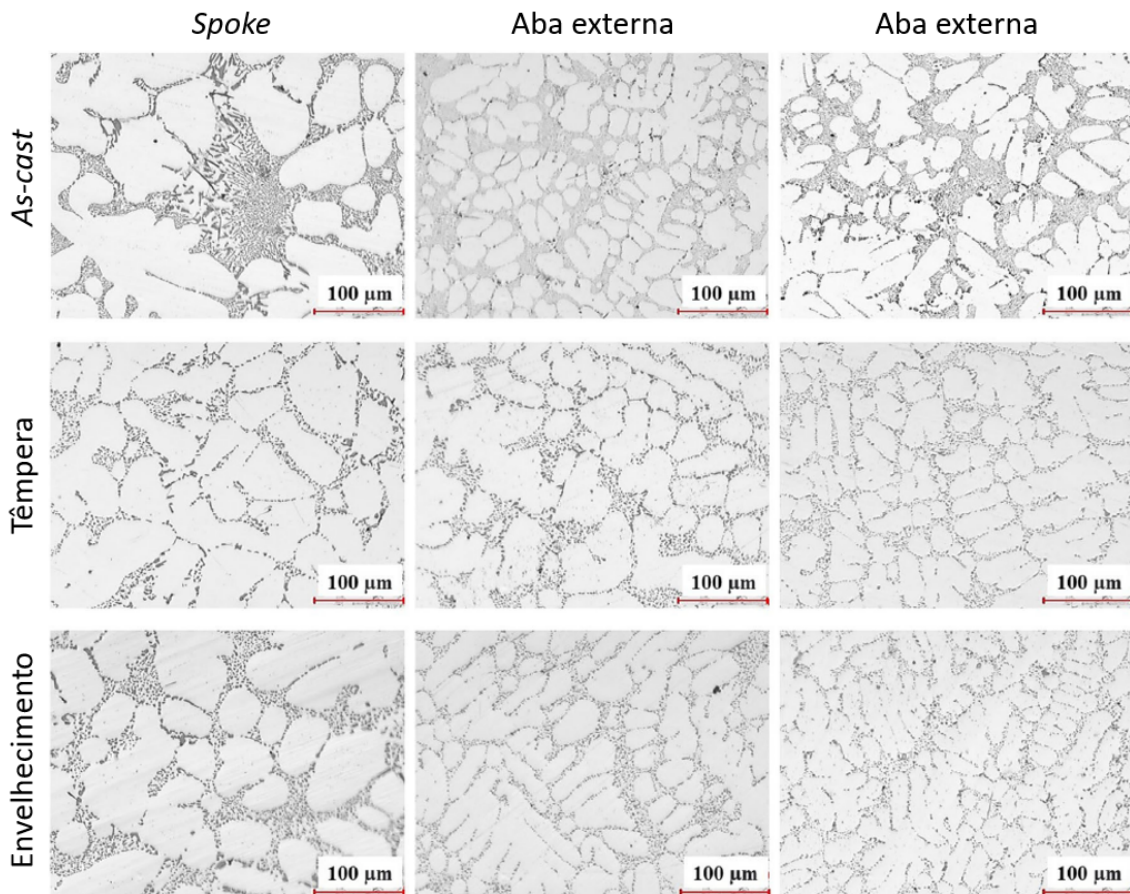


Figura 2.17: Microestruturas típicas de diferentes regiões da roda fabricada a partir da liga A356 e com diferentes condições de processo (adaptado de [103]).

Como visto, o tratamento térmico implica em diferenças significantes na microestrutura da roda, mas as diferenças das condições de solidificação também devem ser consideradas para que seja possível explicar mais precisamente as diferenças microestruturais em cada região da roda. Para cada região da roda: *spoke*, aba externa e aba interna; tem-se diferentes tempos de solidificação devido a sua condição geométrica, preenchimento do molde e resfriamento. No exemplo, o *spoke* é solidificado depois das abas do aro, ou seja, associado a maiores tempos locais de solidificação. A homogeneidade também segue a mesma diferença, sendo que nas abas as fases são melhor distribuídas na condição *as-cast*. O tratamento térmico nas abas resultam em fases de Si eutético mais fragmentadas e finas, se comparado ao *spoke*. Em todas as regiões as partículas de Si cresceram e as fases α -Al ficaram mais grosseiras devido aos mecanismos de difusão.

Imagens de MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) e análises de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*, ou Espectroscopia por Dispersão de Elétrons), foram registradas da região do *spoke* da roda. Como resultado destas análises, inclusões de óxido e fases com presença de Fe foram encontradas, como visto da Figura 2.18. A presença destas duas partículas na liga pode trazer efeitos negativos nas propriedades mecânicas. A utilização de Al reciclado, como em rodas sucateadas, para a fundição da liga se torna um procedimento relevante devido à alta relação de Fe nestas peças, o que exige controle da fração e da morfologia dessas fases [103].

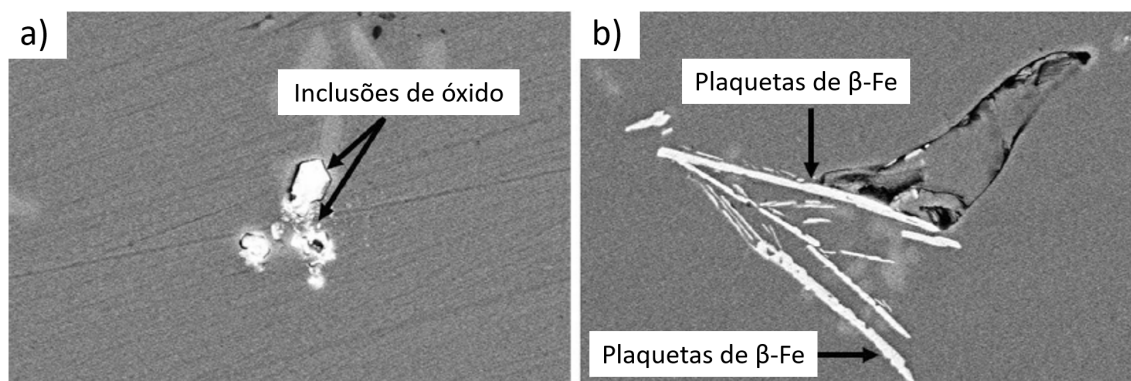


Figura 2.18: Impurezas detectadas por EDS: (a) inclusão de óxido e (b) plaquetas β -Fe em rodas fabricadas a partir da liga A356 (adaptado de [103]).

2.4.1 Resistência mecânica em ligas Al-Si

As propriedades mecânicas de uma liga Al-Si, sejam estas em uma peça conformada ou um lingote solidificado, possuem uma dependência direta das características microestruturais resultantes do processo de solidificação na qual a liga foi submetida. Características essas tais como: os espaçamentos dendríticos (primário ou secundário); tamanho de grão; espaçamentos lamelares ou fibrosos; a composição química; e, também fatores como a distribuição e tamanho de poros presentes na peça [9].

Em condições típicas de solidificação, a estrutura dendrítica é predominante na microestrutura de ligas com composição não eutética. Microestruturas dendríticas mais finas, com menores espaçamentos entre os braços dendríticos, são conhecidas por proporcionar propriedades mecânicas superiores em peças fun-

didadas, especialmente em termos de resistência à tração e ductilidade [104–106].

Dentro de cada grão, encontra-se uma rede dendrítica, caracterizada por uma região com baixa concentração de soluto ao longo do eixo central da dendrita. À medida que se distancia dessa região central, o teor de soluto aumenta, resultando em microsegregação entre os braços dendríticos. A fronteira externa dessa rede dendrítica será o contorno de grão, que também se torna um local preferencial para a formação de porosidade, fases eutéticas e fases secundárias. Para a predição de propriedades mecânicas, o nível de refinamento das dendritas tem uma importância ainda maior do que o tamanho do grão para ligas de Al na condição fundida. Conseqüentemente, para controlar as propriedades de ligas fundidas é necessário entender os mecanismos de caracterização de espaçamentos primários e secundários durante a solidificação. As melhores propriedades mecânicas de fundidos com grãos mais refinados resulta da distribuição mais refinada de microporosidade, partículas de segunda fase e do menor comprimento de onda da periodicidade das microsegregações [104, 105].

De acordo com Gerbe *et al.* [107], barreiras microestruturais, como as regiões eutéticas interdendríticas e fases intermetálicas, impedem o crescimento de trincas. A importância do tamanho e do espaçamento dessas características microestruturais está em seu impacto na resistência mecânica, especialmente no que diz respeito à prevenção da propagação de trincas e ao aprimoramento da tolerância à falha. A influência destes bloqueios de trincas em áreas interdendríticas assemelha-se ao efeito observado em limites de grãos em ligas policristalinas.

A previsão de propriedades de tração e ductilidade é de grande importância em cenários em que o material será submetido à esforços críticos. Desse modo, o melhor entendimento e a previsão das propriedades mecânicas e suas combinações se tornam de grande relevância. A relação entre as propriedades e o diâmetro dos grãos é apresentada através da equação de Hall-Petch [108, 109], a qual pode ser expressa de forma análoga para relações com espaçamentos interdendríticos, conforme a Equação 2.7.

$$\sigma = c + \frac{k}{\sqrt{\lambda}} \quad (2.7)$$

onde, σ representa a propriedade, λ o espaçamento dendrítico, c e k são constantes que dependem da liga.

Este mesmo dimensional do grão pode ser alterado para que sejam consideradas outras características microestruturais. Logo, no lugar de λ pode ser utilizado o espaçamento dendrítico primário (λ_1), secundário (λ_2) ou outra, fazendo com que a equação seja também aplicada para a previsão do limite de escoamento, limite de resistência a tração, dureza, entre outros; com base em fatores microestruturais. Por exemplo, é possível prever que para casos de taxas de resfriamento (\dot{T}_L) e velocidades de solidificação (V_L) maiores, os espaçamentos interdendríticos são menores, resultando em melhores propriedades mecânicas [85].

Ghassemali et al. [110] conduziu experimentos na liga Al-10%Si com morfologia de Si modificada, submetendo-a a diferentes taxas de resfriamento para obter uma variedade de tamanhos de grãos (variações entre aproximadamente 138 μm e 300 μm) e SDAS (6, 15 e 35 μm). Ensaios de tração foram realizados convencionalmente, juntamente com testes de tração *in situ* em um microscópio eletrônico de varredura para obter *insights* sobre os mecanismos de deformação da liga. A observação de bandas de deslizamento dentro das dendritas revelou que, na estrutura de Si modificado, a região interdendrítica (eutética) suporta uma parte maior de deformação plástica. Esta descoberta confirma a validade dos cálculos do tipo Hall-Petch para representar o impacto do SDAS nas propriedades de tração. É evidente que o SDAS surgiu como um fator predominante que influencia as propriedades mecânicas da liga estudada, estabelecendo uma correlação significativa entre o SDAS e essas propriedades.

Muitos estudos para a previsão das propriedades no produto fundido foram realizados e comprovam estas relações [46, 47, 111–114]. Nos estudos de Shabani *et al.* [113] são desenvolvidas curvas através de experimentos de solidificação em condição transitória de extração de calor. Foi proposta uma regressão

logarítmica dos resultados e é definido um modelo representativo para o limite de escoamento. O modelo é representado pela Equação 2.8.

$$\sigma_y = a + b \cdot \ln(\lambda_2) \quad (2.8)$$

onde, σ_y é a tensão de escoamento, a e b são constantes definidas experimentalmente e que dependem da liga e λ_2 o espaçamento dendrítico secundário.

Já o estudo de Brusethaug e Langsrud [114] utilizam da equação de Ludvig (Equação 2.9) para prever os limites de resistência à tração em uma liga Al-Si-Mg-Fe.

$$\sigma_u = \sigma_y + K (\varepsilon_u)^a \quad (2.9)$$

onde, a é igual a 1/2 (típico para ligas de alumínio) e,

$$K = (250 + 100 Mg) \varepsilon^{3.5/\lambda} \quad (2.10)$$

$$\varepsilon_u = \ln \left(1 + \frac{\delta}{100} \right) \quad (2.11)$$

onde, Mg é o teor de Magnésio presente na liga, λ é o espaçamento dendrítico e δ o alongamento até a fratura.

A quantificação da fração de porosidade é, também, de grande importância devido ao impacto significativo nas propriedades mecânicas. Ransenigo *et al.* [111] fez adaptações nas equações apresentadas considerando a fração de poros e valores de espaçamento dendrítico secundário. O novo modelo é descrito pela Equação 2.12.

$$\sigma_u = \sigma_y \cdot (1 - 0,5 \cdot f_p) + \left(280 \cdot 3 \cdot \varepsilon^{\frac{3,5}{\lambda_2}}\right) \left(\ln\left(1 + \frac{\delta}{100}\right)\right)^{1/2} \quad (2.12)$$

onde, f_p é a fração em área de porosidade presente na região analisada.

Kutsal *et al.* [103] realizaram um estudo para a previsão de tensões residuais e de distorções dimensionais de rodas fabricadas a partir da liga de Al A356 e tratadas termicamente pelo processo T6. No trabalho cada etapa do tratamento térmico foi avaliada individualmente através de um *software* comercial especializado em tratamento térmico por elementos finitos. No *software* foram utilizados os modelos: *Quench Factor Analysis* (QFA, ou Análise de Fator de Têmpera) e Shercliff-Ashby para as previsão das tensões e deformações do material após o tratamento térmico. Os resultados mostram um erro de até 10% do previsto para o mensurado em peça física nas regiões do aro, como a aba externa e interna, para o *spoke* os erros foram maiores.

Li *et al.* [115] desenvolveram um modelo representativo para a previsão de propriedades mecânicas em um cabeçote de motor fundido utilizando a liga Al-7%Si-0,3%Mg. Todo o processo de fundição foi calculado no *software* comercial de fundição, ProCAST e, também utilizadas ferramentas de pacotes adicionais para representação do tratamento térmico e para a previsão das propriedades mecânicas. Os resultados obtidos através da simulação foram comparados com os de ensaios de tração realizados a partir da peça física. A microestrutura, em termos de SDAS, para as diferentes regiões do cabeçote teve uma grande diferença, por exemplo, 41 μm e 62 μm nas regiões do prato superior e na parede, respectivamente. As frações de porosidade, ou rechupe, em uma peça foram próximas a 0,30%, porém, na simulação os resultados ficaram próximos de zero e com baixo impacto nas propriedades mecânicas.

Wang [116] fez um levantamento quantitativo do impacto das características microestruturais, como: o SDAS, o tamanho e formato das partículas eutéticas (Si e intermetálicos ricos em Fe); a composição de Mg da liga e o papel do tratamento térmico nas propriedades de tração e fratura das ligas de Al A356 e A357. No tratamento T6 das ligas A356 e A357 modificadas com Sr, o tamanho e a

forma das partículas eutéticas permaneceram relativamente constantes em uma faixa de SDAS (17 a 65 μm). A ductilidade diminuiu com o aumento do SDAS na faixa de valores inferiores a 45 μm , mas aumenta ligeiramente quando superior a esse valor. Em comparação com as ligas não modificadas, as ligas modificadas com Sr apresentaram maior ductilidade e limite de escoamento ligeiramente menor. O aumento do teor de Mg de 0,4 para 0,7% diminuiu a ductilidade devido ao aumento de resistência da matriz, especialmente relacionado ao tamanho e à fração volumétrica da fase rica em Fe, π ($Al_9FeMg_3Si_5$), remanescente após tratamento térmico. As propriedades mecânicas, especialmente a ductilidade, dessas ligas dependem fortemente do encruamento, das tensões geradas nas partículas e da taxa de acúmulo de danos, controlados tanto pelo SDAS quanto pelo tamanho e morfologia das partículas. O rápido acúmulo de tensões internas no início da deformação influencia diretamente a ductilidade, sendo que partículas alongadas, SDAS menor (<30 μm) ou maior teor de Mg resultam em uma maior acúmulo de tensão. A taxa de aumento das tensão nas partículas está diretamente relacionada à taxa de acúmulo de danos por trincas nas partículas. O modo de fratura final varia com o tamanho do SDAS, sendo transgranular em SDAS maior (>50 μm) e intergranular em SDAS menor (<30 μm), afetando diretamente a ductilidade.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental para o desenvolvimento do presente Mestrado consistiu das seguintes etapas:

1. Separação de 20 kg do lingote comercial da liga A356 (Al-7%Si-0,3%Mg) do lote de produção de rodas;
2. Produção das rodas de liga com o material separado, incluindo o monitoramento e a aquisição dos dados térmicos de todos os processos de fundição e tratamento térmico (T6). Esta atividade foi realizada em uma indústria especializada do setor;
3. A partir de 2 kg do lingote comercial houve a preparação e obtenção do lingote da liga separada através da solidificação unidirecional vertical ascendente, em regime transiente de extração de calor, baseada nas temperaturas do líquido utilizadas na produção das rodas, incluindo a aquisição dos dados térmicos durante todo o experimento;
4. Determinação do tempo de passagem das isothermas e determinação dos parâmetros térmicos de solidificação: velocidade de solidificação (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}_L) e gradiente térmico (G_L);
5. Corte do lingote solidificado direcionalmente em duas partes e tratamento térmico de metade na linha industrial de produção de rodas;
6. Usinagem das metades do lingote solidificado direcionalmente em corpos de prova para cada patamar de taxa de resfriamento identificado ao longo de cada metade;
7. Preparação e usinagem dos corpos de prova dos locais de interesse da roda, os quais foram utilizados para comparação com os resultados computacionais;
8. Realização dos ensaios de tração a fim de determinar em amostras relativas a cada taxa de resfriamento as referentes propriedades mecânicas:

limite de escoamento (σ_y), limite de resistência a tração (σ_u) e alongamento (δ); dos lingotes solidificados unidirecionalmente, assim como dos locais de interesse das rodas;

9. Caracterização microestrutural dos corpos de prova retirados do lingote solidificado direcionalmente (tratados e não tratados) e das regiões da roda através da microscopia ótica (MO) para medição dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) e determinação da fração de micro-rechupes;
10. Determinação das correlações experimentais dos espaçamentos dendríticos com os parâmetros térmicos de solidificação e, posterior correlação dos espaçamentos com as propriedades mecânicas de tração para as amostras solidificadas direcionalmente;
11. Levantamento das curvas e equações representativas das inter-relações experimentais do tipo: parâmetros microestruturais (λ_2) - parâmetros térmicos de solidificação (V_L , \dot{T}_L e G_L) e propriedades mecânicas (σ_y , σ_u e δ);
12. Aplicação das equações no modelo de fundição (previamente desenvolvido no software ProCAST) representativo do processo de fundição da roda escolhida para obtenção dos: parâmetros térmicos da roda, parâmetros microestruturais (λ_2) e fração em área de micro-rechupe; a fim de calcular/prever as propriedades mecânicas citadas à qualquer região da roda através dos dados de espaçamento dendrítico secundário obtidos pela simulação;
13. Correlacionar as propriedades obtidas por simulações virtuais e aquelas obtidas por ensaios de tração em amostras retiradas da roda produzida antes e depois de T6 e em cada região de interesse do produto.

A representação das etapas deste Mestrado está descrita na Figura 3.1.

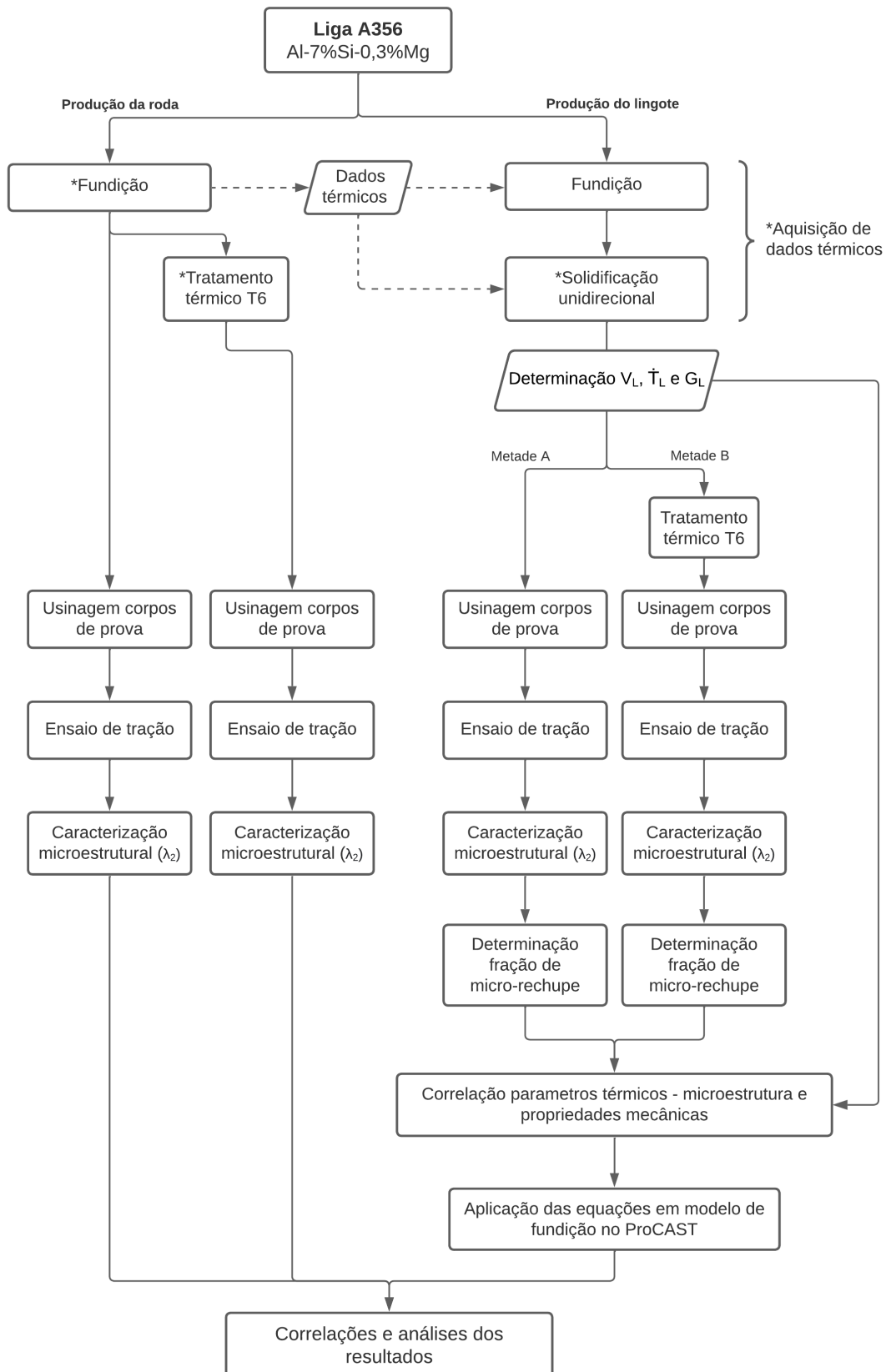


Figura 3.1: Fluxograma dos procedimentos experimentais da presente proposta de Mestrado.

3.1 Liga de interesse

A liga utilizada neste trabalho foi a A356 (Al-7%Si-0,3%Mg). É a liga mais comum na produção de rodas automotivas de ligas de Al [117].

Para as atividades deste Mestrado foram utilizados lingotes comerciais de um mesmo lote e de aproximadamente 20 Kg cada. Os lingotes foram divididos para as duas frentes dos experimentos: produção das rodas e solidificação vertical ascendente.

3.2 Produção e análise das rodas (composição química)

Foi utilizado um total de seis rodas de um mesmo tipo de produto e com dimensão de 18" de diâmetro, visto na Figura 3.2, produzidas pela empresa Maxion Wheels, na planta de rodas de alumínio da cidade de Limeira/SP. Na prática, o molde foi aquecido até aproximadamente 400°C antes do início da produção e então 6 ciclos iniciais de produção foram realizados para que todo o sistema de maquinário e moldes atinjam um estado estável. Assim, todas as rodas foram fundidas sequencialmente utilizando o mesmo molde e injetora da marca LPM, modelo BP, para que não haja nenhuma interferência ou variação dentre as amostras.

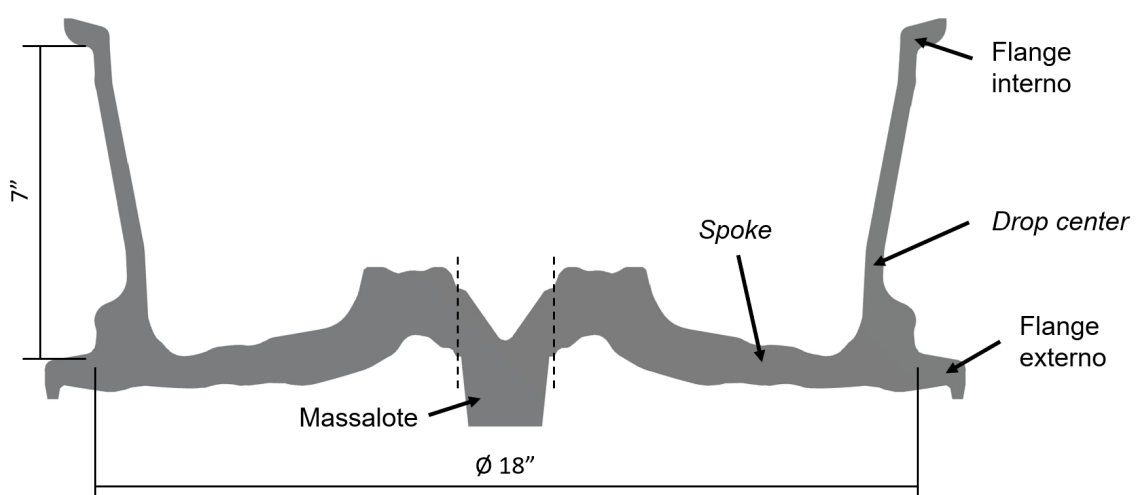


Figura 3.2: Representação do perfil e das regiões da roda de 18" para veículos de passeio utilizada neste Mestrado.

Durante o processo de fundição, os dados de temperatura do metal e temperatura do molde, ambos em função do tempo, foram coletadas no visor do equipamento de injeção e nos termopares inseridos no molde.

Após a solidificação as rodas passaram pela inspeção de Raios-X para avaliação visual dos poros, rechupes e inclusões presentes na roda e então seis rodas aprovadas nas inspeções foram segregadas. Três em condição *as-cast*, e as três rodas restantes foram tratadas termicamente pelo processo T6 no forno industrial, da marca Einsenmann, presente na planta produtiva e desenvolvido de forma que se tenha um controle otimizado de temperatura e tempo de cada etapa do tratamento, a fim de reduzir possíveis distorções e bolhas geradas no produto.

A análise da composição química dos lingotes utilizados neste Mestrado foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica da marca *Spectro*, modelo *Spectromaxx*. Os resultados da análise química estão detalhados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química (% em peso) do lingote da liga A356 obtido pelo equipamento Spectromaxx por espectrometria por emissão óptica.

Liga	Si	Fe	Mg	Ti	Sr	Al
A356	7,14	0,12	0,25	0,13	0,022	Bal.

3.3 Simulação termodinâmica

As simulações termodinâmicas foram conduzidas empregando o método de CALPHAD [118] através do *software* Thermo-Calc, versão 2019a, utilizando a base de dados TCAL7 para ligas de Al. Com esta simulação foi possível obter os caminhos de solidificação utilizando o método Scheil, as variações de fração de massa das fases em função da temperatura, prever as fases formadas, sequência de formação e as frações, dados extremamente úteis para o entendimento da solidificação.

3.4 Software ProCAST e detalhes do modelamento

Os modelos representativos do processo de fundição da roda foram desenvolvidos utilizando o *software* comercial ProCAST, do grupo ESI, especializado em análises de fundição. O ProCAST é uma ferramenta avançada de CFD (*Computer Fluid Dynamics*) baseada no método dos elementos finitos, ou FEM (*Finite Element Method*), que auxilia no entendimento de fenômenos físicos de enchimento, alimentação e solidificação nos processos de fundição por Gravidade (molde permanente ou areia), Baixa Pressão, Alta Pressão e alguns outros [119]. A versão do *software* ProCAST que foi utilizada para a modelagem deste Mestrado foi a V18.0, de 2022.

A simulação de fundição permite entender diversos parâmetros como o enchimento do metal no molde, a velocidade e tempo de enchimento, velocidade e tempo de solidificação, microestruturas resultantes, tensões no material fundido e molde, temperaturas do sistema e de todo o processo de fundição em função do tempo e o efeito das diferentes severidades de resfriamento e diversos outros aspectos [119, 120]. Os *solvers* que foram utilizados para a realização das análises foram os de fluxo térmico e de microestrutura.

Para este mestrado todo o sistema de fundição foi modelado. Isto inclui a roda 18" x 7", e os componentes e subcomponentes do molde: molde inferior, molde superior, moldes laterais, tubos de refrigeração, dentre outras peças menores que fazem parte do sistema – elementos comuns do processo de LPDC.

A estratégia utilizada para a criação da malha de elementos finitos foi baseada naquelas utilizadas em trabalhos anteriores [47]. Visando um equilíbrio entre eficiência computacional e precisão dos resultados, foi utilizada uma malha tetraédrica com um tamanho mais refinado de 3 mm nas regiões com maiores gradientes térmicos e com perfis geométricos mais finos, como no caso da roda propriamente dita e de suas interfaces com o molde e com os tubos de refrigeração. Em contraste, uma malha mais grosseira, de aproximadamente 10 mm, foi aplicada no resto do sistema. A transição entre os dois tamanhos de malha foi feito de forma gradual em termos de tamanho de elemento. A malha resultante para roda e molde foi de 1.978.030 elementos de casca (2D) e 14.133.533

elementos sólidos (3D). Uma versão simplificada do sistema de moldes com a visualização da malha utilizada pode ser vista na Figura 3.3. O computador utilizado para processamento do modelo foi um HPC com processador de 48 cores de 2,8 GHz e 380 GB de memória RAM. O tempo total de análise foi de 12 horas.

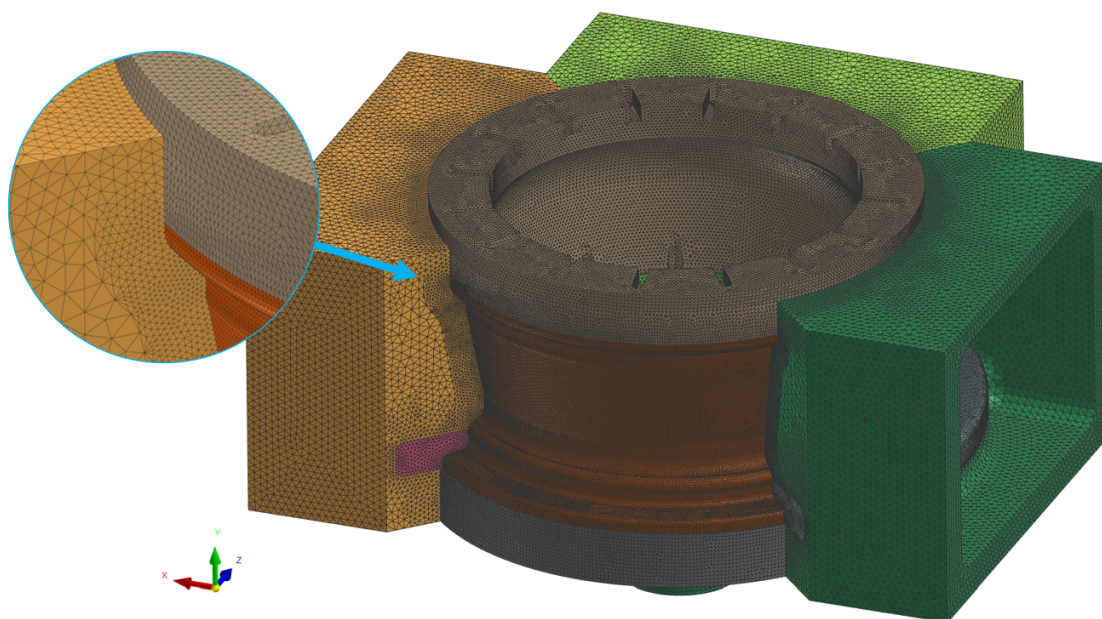


Figura 3.3: Modelo de malha da simulação LPDC com os principais componentes do molde (reduzido) e roda.

A temperatura nodal inicial foi configurada baseada nas temperaturas utilizadas na produção da roda. O molde pré aquecido à aproximadamente 400 °C e o metal configurado com a temperatura de superaquecimento inicial de aproximadamente 710 °C. As condições de contorno, como o coeficiente de transferência de calor (HTC, ou *Heat Transfer Coefficient*) para as interfaces metal-molde, molde-refrigeração e molde-ambiente foram retiradas de trabalhos existentes com ligas Al-Si [121–123].

As propriedades térmicas utilizadas como dados de entrada foram obtidas a partir do banco de dados fornecido pela ESI Group, no *software* ProCAST. Estes dados são baseados na composição química de cada material utilizado na análise. A configuração do material da roda consiste de uma liga de Al A356 com propriedade dependente da temperatura, enquanto os componentes permanentes do molde são uma combinação de ferro fundido GG30, aço ferramenta H13

e aços de baixo carbono. O aço H13 é utilizado nos moldes inferior e superior, nas cavidades da ferramenta e nos insertos de refrigeração localizados pela ferramenta. O ferro fundido GG30 é aplicado nos moldes laterais, enquanto o aço baixo carbono SAE 1020 é aplicado nas placas restantes do molde.

Foram conduzidas análises *thermal-only* e *thermal-fluid* (FEA e CFD, respectivamente) para a aquisição de parâmetros-chaves, como: a fração de sólido, gradiente térmico, velocidade de deslocamento das isoterms (*liquidus* e eutética), taxas de resfriamento e tempo local de solidificação. Para obter os mapas de dispersão das propriedades de tração ao longo da roda, equações nodais foram aplicadas durante a etapa de pós-processamento das análises.

Na Figura 3.4 observa-se a sequência do método de simulação utilizado, começando pelos resultados de tempo local de solidificação até os perfis de resistência mecânica. Durante o processo, um comparativo entre os valores de λ_2 obtidos na roda através da ferramenta integrada do *software* foi realizado com aqueles obtidos experimentalmente através das expressões experimentais obtidas por solidificação direcional. O mesmo comparativo foi estendido para os resultados de fração de micro-rechue, onde os resultados da simulação foram comparados com aqueles medidos experimentalmente. A validação dos resultados de resistência à tração foi concentrada na utilização de equações experimentais retiradas durante a solidificação direcional. O fluxo de trabalho da parte de simulação computacional é finalizado com a implementação de equações do tipo Hall-Petch e do modelo de Ludvig ao modelo numérico, seguido de comparações com os resultados de tração realizados em regiões específicas da roda, como: o *spoke*, o centro do aro, a aba externa e a aba interna.

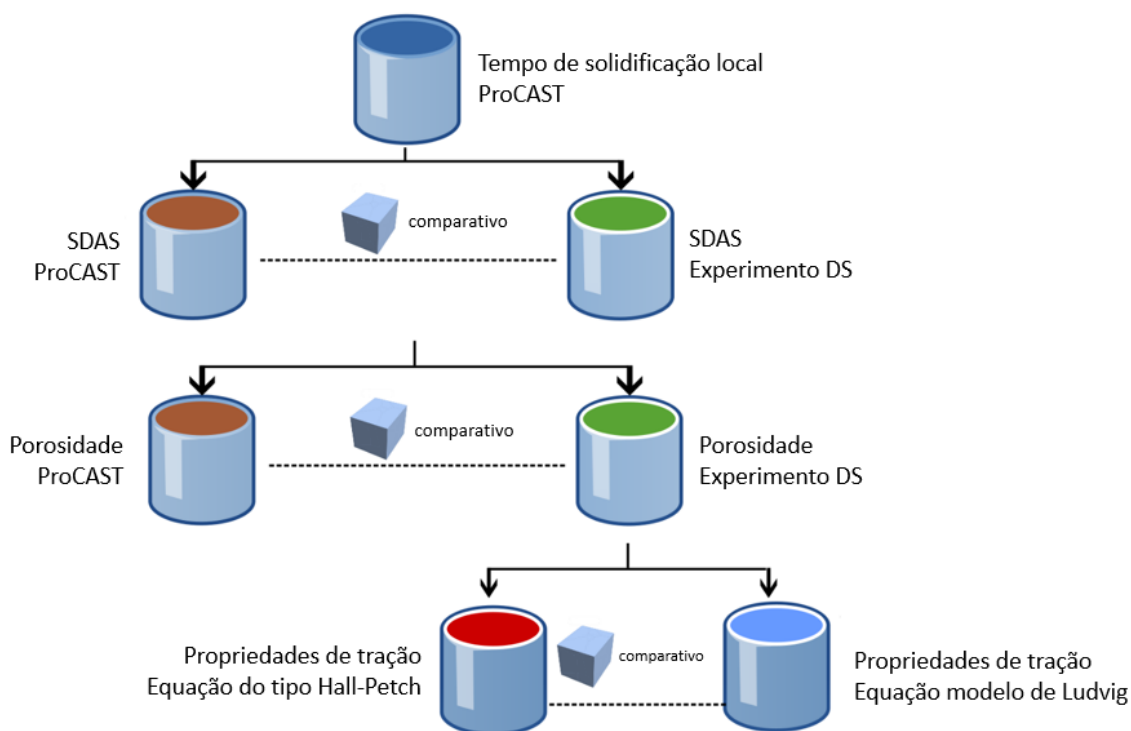


Figura 3.4: Sequencia dos métodos de simulação utilizados para validação das rodas de liga de Al na ferramenta de simulação numérica.

3.5 Equipamento de solidificação unidirecional transitória

O equipamento para a solidificação unidirecional vertical em regime transitório consiste de: uma lingoteira cilíndrica que tem suas laterais bipartidas de 160mm de altura, 60mm de diâmetro e 9mm de espessura, feitas de aço inoxidável 310 e em uma base chapa-molde de aço carbono 1020; sistema de controle de potência das resistências elétricas para alteração na temperatura do aquecimento do metal líquido e sistema de refrigeração a água localizado na base da lingoteira.

A aquisição dos dados térmicos durante o processo de solidificação foi feita através de termopares tipo K, em bainha de aço inoxidável AISI (*American Iron and Steel Institute*) 304 de 1000mm por 1,6mm de diâmetro, espalhados em diferentes posições de altura do lingote (5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 25 mm e 45 mm) em furos já preparados para tal acoplagem. A aquisição foi realizada pelo equipamento da marca *Lynx*, modelo ADS-1800, com 8 canais e medição a taxa de 5 Hz. Através do *software* fornecido pelo fabricante, são gerados dados temperatura ao longo do tempo.

O sistema do equipamento pode ser visto na Figura 3.5.

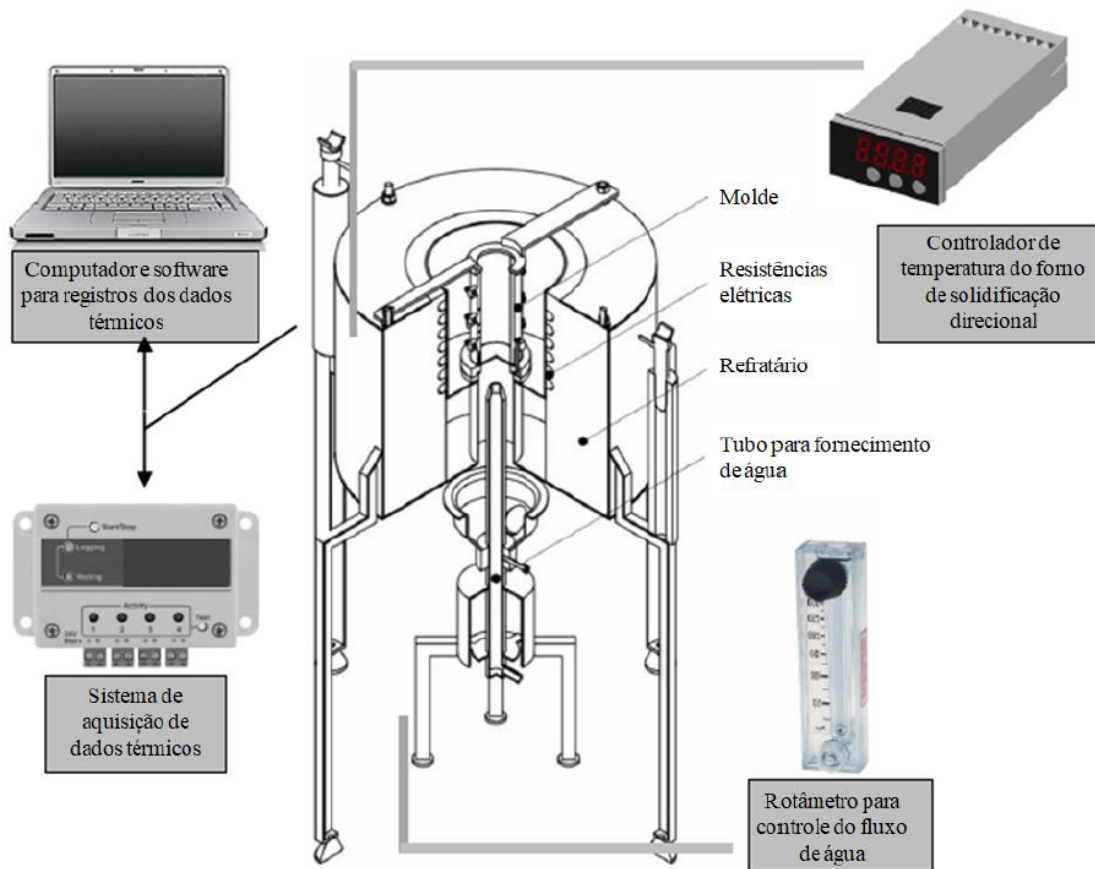


Figura 3.5: Esquema ilustrativo do sistema de solidificação direcional vertical em regime de fluxo transiente e do sistema de aquisição de dados [85].

3.6 Solidificação vertical ascendente

Anterior à solidificação, 2 kg dos lingotes comerciais foram refundidos em cadinho de carbetto de Silício, fabricado pela *Carbosil*, modelo AS 6, e recobertos com uma cama de material refratário de Zircônio para evitar contaminações. Para a fundição do material, o cadinho foi colocado em um forno de indução da marca *Inductotherm VIP*, modelo *Power-Trak 50-30 R*, e pré-aquecido. Durante o processo foi realizada a desgaseificação com gás Argônio durante 3 minutos utilizando uma lança de quartzo. Essa etapa garante a remoção de filmes de óxido e do Hidrogênio solubilizado no Alumínio, assim reduzindo a porosidade e o nível de inclusões da peça solidificada.

Após a fundição completa do material, o metal líquido foi vazado na lingoteira

pré-aquecida. Esta lingoteira foi revestida com uma pintura cerâmica isolante sílico-aluminosa (QF-180) para evitar a contaminação da liga, conforme pode ser visto na Figura 3.6. A lingoteira foi acoplada ao equipamento de solidificação unidirecional, que por sua vez, aqueceu a lingoteira através de resistências elétricas. Este aquecimento acontece até que seja atingida a temperatura acima do superaquecimento definida pelo processo de fundição da roda. Assim que a temperatura foi atingida, foi mantida por um tempo com o objetivo de reduzir o movimento do líquido ou a convecção de dentro do líquido. Então o aquecimento foi desligado e, assim que atingida a temperatura de superaquecimento da liga (aproximadamente 710 °C), a refrigeração com fluxo d'água direto a chapa-molde na base da lingoteira foi ligada. A solidificação foi então iniciada com o resfriamento forçado, que permaneceu ativo até a solidificação completa do lingote. O bocal da lingoteira (parte superior) foi coberto com uma manta térmica para evitar a influência da temperatura ambiente nas taxas de resfriamento internas do molde.

Durante o processo de solidificação, as temperaturas foram coletadas através de 8 termopares posicionados na lingoteira. Estes dados foram utilizados na determinação dos parâmetros térmicos do processo de solidificação.



Figura 3.6: Lingoteira de aço inoxidável AISI 310 com chapa-molde (parte inferior) de aço carbono 1020 [124].

3.7 Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação

Os dados obtidos pela aquisição dos termopares foram utilizados para a determinação dos parâmetros térmicos. As temperaturas então foram confrontadas com as posições de cada sensor no lingote em relação a sua base de resfriamento em função do tempo. Com este monitoramento foi possível identificar o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em cada ponto do sensor, como visto no exemplo da Figura 3.7. Para cada posição foi definida uma função potencial $P = f(t_i)$ que descreve o comportamento na intersecção. Para gerar a curva representativa de cada um dos pontos é feito uma regressão potencial e elaborada a Equação 3.1.

$$P(t) = a \cdot t^b \quad (3.1)$$

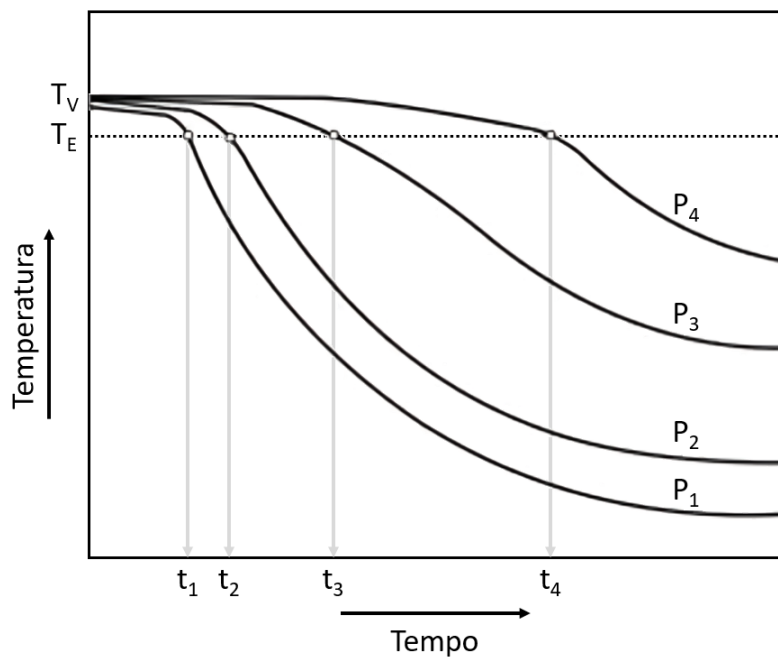


Figura 3.7: Exemplo de perfil de temperatura no tempo da passagem da isoterma *liquidus* [89].

Através da derivação da função potencial $P = f(t)$, foi obtida a velocidade da isoterma *liquidus*, conforme Equação 3.2. A velocidade é expressa em mm por segundo (mm/s). A partir desta correlação foi possível a obtenção da taxa de resfriamento (\dot{T}_L) e gradiente térmico (G_L).

$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad (3.2)$$

A taxa de resfriamento (\dot{T}_L) à frente da isoterma *liquidus* pode ser calculada através da relação vista a partir dos pontos logo antes e depois da intersecção de t_E , resultando na inclinação da curva neste ponto (Equação 3.3). O resultado é expresso em graus Celsius por segundo ($^{\circ}\text{C/s}$).

$$\dot{T}_L = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (3.3)$$

Com estes valores definidos foi possível calcular os gradientes térmicos para cada posição através da Equação 3.4. Os valores são expressos em graus Celsius por mm ($^{\circ}\text{C/mm}$).

$$G_L = \frac{\dot{T}_L}{V_L} \quad (3.4)$$

A Figura 3.8 mostra a correlação entre as curvas obtidas pelo experimento de solidificação unidirecional.

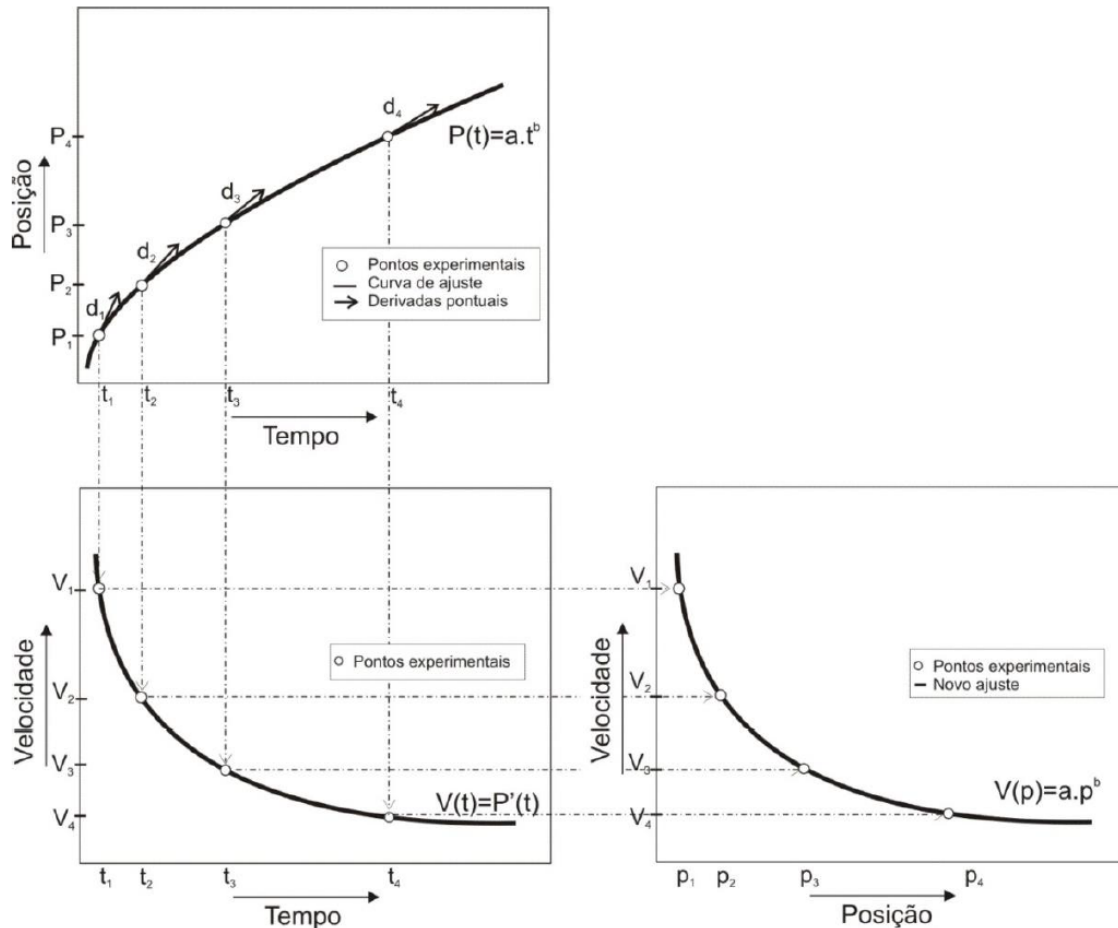


Figura 3.8: Representação esquemática da obtenção dos gráficos das velocidades em função do tempo e em função da posição [89].

3.8 Seccionamento do lingote solidificado

O lingote produzido no experimento de solidificação direcional foi dividido em três partes, sendo uma parte menor para avaliação de porosidade por meio de ensaios em líquido penetrante, geralmente utilizado na avaliação em produção de rodas, e em duas outras partes maiores destinadas à avaliação mecânica e microestrutural. Uma das duas partes foi mantida na condição fundida e a outra foi submetida ao tratamento térmico T6 em linha de produção de rodas, que será detalhado na seção 3.9. Após o tratamento, cada uma das duas partes foi seccionada com referência às posições centrais: 6 mm, 20 mm, 34 mm, 48

mm, 62 mm, 76 mm e 90 mm; em relação à base do lingote. Na Figura 3.9 é apresentado um desenho esquemático dos cortes que foram feitos em linha de produção com uma serra de fita horizontal (modelo FM-500, Franho).

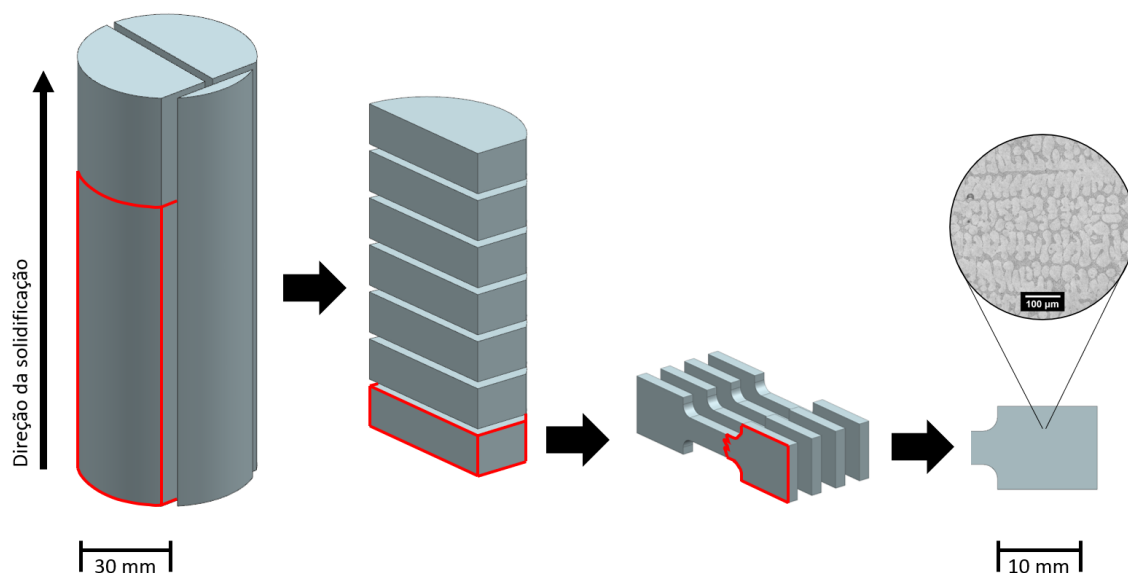


Figura 3.9: Resumo esquemático do seccionamento do lingote solidificado direcionalmente até a produção dos corpos de prova.

3.9 Tratamento térmico T6

Metade das rodas coletadas, totalizando 3, e uma das partes do lingote solidificado direcionalmente, que foi seccionado, foram segregadas e destinadas ao tratamento térmico T6 realizado industrialmente. Para que as mesmas condições de tratamento térmico fossem aplicadas, a metade do lingote foi presa à uma das rodas e foi então realizado o processo regular de tratamento térmico.

Na etapa de solubilização do tratamento térmico foi aplicada uma temperatura de aproximadamente 540 °C durante 4,5 horas. A amostra então foi resfriada em água à aproximadamente 60 °C de temperatura e finalizado com o envelhecimento em temperatura de aproximadamente 130 °C durante 2,5 horas. Os tempos e temperaturas utilizados durante o tratamento térmico são baseados na norma ASTM B917 [55] e ajustados para a fabricação de rodas de Al.

No tratamento térmico foram coletadas as temperaturas durante todo o processo para que fossem garantidas as temperaturas reais dentro do forno indus-

trial. As aquisições foram realizadas utilizando o equipamento da marca *PhoenixTM*, modelo ATM1010, de 10 canais com medições à taxa de 1 Hz. Cada termopar foi estrategicamente distribuído e espalhado ao redor das rodas para um monitoramento mais abrangente do forno.

3.10 Caracterização da microestrutura

Devido à quantidade de corpos de prova e ao limite dimensional do lingote, a caracterização microestrutural foi realizada a partir das extremidades dos corpos de prova tracionados, exemplificado na Figura 3.9. A caracterização da roda foi realizada, também, pela extremidade dos corpos de prova de tração retirados das regiões da roda: meio do *spoke*, *drop center* do aro, borda externa do aro e borda interna do aro. As caracterizações foram realizadas em amostras antes e depois de T6.

Para revelar a microestrutura e realizar a macrografia as amostras foram embutidas à frio, lixadas com lixas de granulometria de 80 à 2500 *mesh* e polidas manualmente com o auxílio de politriz rotativa da marca Arotec, modelo Aropol 2V, e suspensão metalográfica de diamante com granulometria de 0,25 μm , sem realização de ataque químico. Aproximadamente 25 imagens das microestruturas foram analisadas utilizando um microscópio óptico *Olympus BX41M-LED* com o sistema de processamento de imagens *Infinity Capture* acoplado ao microscópio, utilizando aumentos de até 1000x.

A principal característica microestrutural que foi obtida e correlacionada posteriormente através do *software* ProCAST é o espaçamento dendrítico secundário. Este parâmetro foi medido através do método do intercepto linear [125] nas amostras e com o auxílio do *software* ImageJ. O método consiste na medição das distâncias entre centros dos braços dendríticos através da contabilização de braços dentro de uma linha tracejada. Uma exemplificação pode ser vista da Figura 3.10. Um total de 50 medições foi realizado para cada posição seccionada de ambos os lingotes (antes e depois de T6). A medição do SDAS foi conforme a Equação 3.5.

$$\lambda_2 = \frac{L}{n-1} \quad (3.5)$$

onde, L é o comprimento total do segmento utilizado para medição e n o número de braços que estão presentes ao longo da distância utilizada.

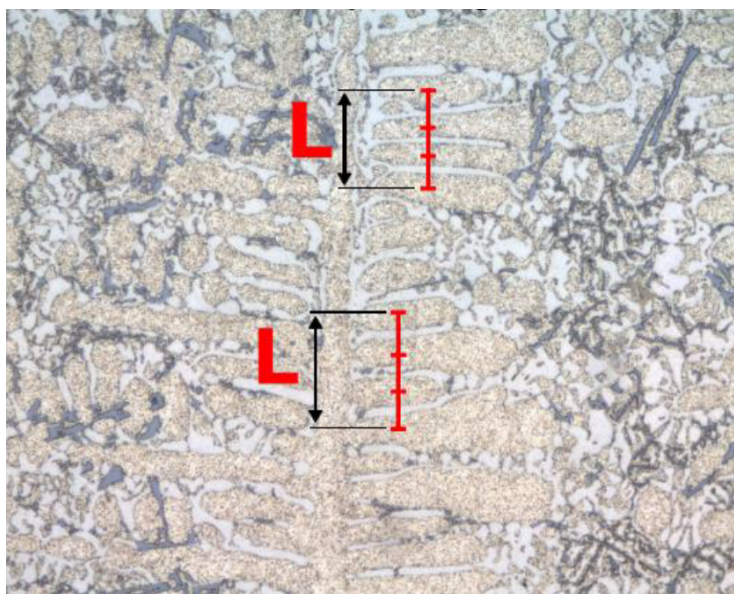


Figura 3.10: Representação do método de intercepto linear para a quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) [126].

3.11 Determinação de porosidade

Assim como a caracterização microestrutural, percorrida na seção 3.10, a determinação da fração de porosidade foi realizada no lingote de solidificação direcional para as condições sem e com T6. Os ensaios foram realizados de duas formas, inicialmente foi feita uma avaliação visual na lasca retirada do lingote, como visto da Figura 3.9, através da análise não destrutiva e qualitativa com líquidos penetrantes, e uma segunda avaliação quantitativa foi realizada através de imagens obtidas via microscópio ótico nas amostras retiradas a partir das extremidades dos corpos de prova tracionados.

A análise por líquido penetrante é usualmente utilizada para avaliação por amostragem na produção de rodas automotivas. Apesar de se tratar de uma

análise não destrutiva, as rodas são cortadas para uma avaliação visual da quantidade de poros nas regiões internas da espessura da roda. A avaliação de líquido penetrante foi realizada conforme a norma ISO 3452-1:2021 [127]. A lasca retirada do lingote foi preparada e limpa de qualquer contaminação durante o corte da mesma, então o líquido penetrante da marca Metal-Chek, modelo VP-30, foi aplicado diretamente à superfície da amostra referente à parte interna do lingote. Após 10 min da ação do penetrante, o excesso de líquido foi removido das amostras e então aplicado o revelador da marca Metal-Chek, modelo D70.

Para a quantificação da fração de poros foram tiradas imagens da microestrutura das extremidades dos corpos de prova tracionados, sendo que cada extremidade utilizada representa um nível de taxa de resfriamento ao longo do comprimento do lingote. No total, 12 imagens por posição ao longo do lingote foram avaliadas, exemplificado na Figura 3.11, para tal foi utilizado um microscópio óptico *Olympus BX41M-LED* e o sistema de processamento de imagens *Infinity Capture* acoplado ao microscópio, com aumentos de até 1000x.

Das 12 imagens feitas por posição, com resolução de 2560 x 1440 *pixels* cada, 2 imagens com pior qualidade foram retiradas, totalizando 10 imagens que foram utilizadas para avaliação através do auxílio do *software* de processamento de imagem ImageJ. Algumas características encontradas, como sujeiras e riscos, foram removidas manualmente para que não houvesse interferência na avaliação realizada pelo *software*. No ImageJ as imagens foram transformadas em 8-bit e a ferramenta de *threshold* foi aplicada com configuração de máxima entropia. Para todas as partículas analisadas foram consideradas apenas aquelas com tamanho maior que 1 μm^2 . Um exemplo da sequência de análise pode ser visto na Figura 3.12.

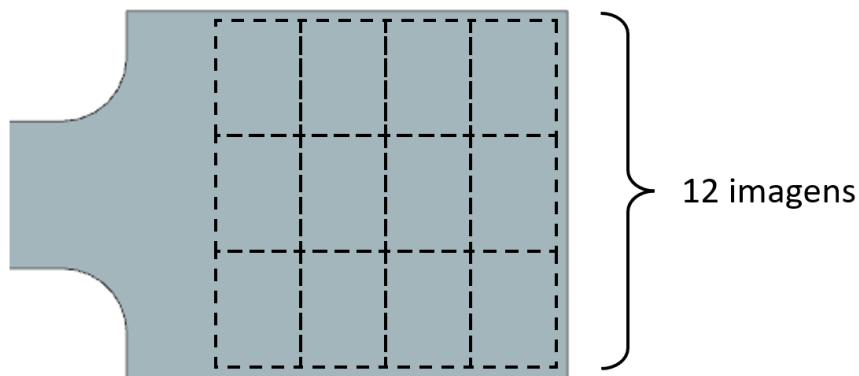


Figura 3.11: Distribuição das imagens realizadas com MO nas extremidades do corpos de prova tracionados, retirados do lingote solidificado direcionalmente, para avaliação de porosidade a liga A356.

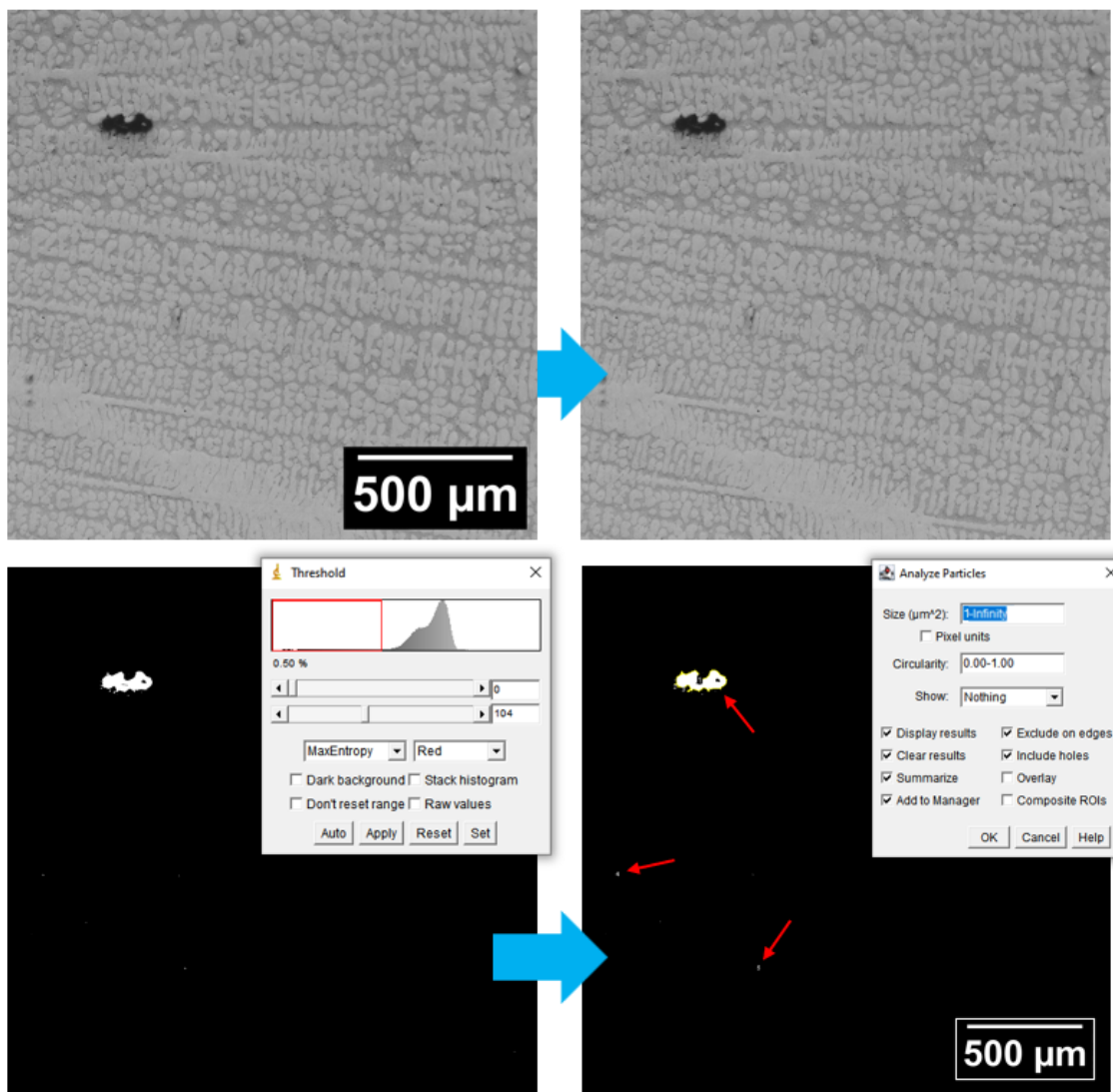


Figura 3.12: Método sequencial utilizado no ImageJ para quantificação de fração de poros da liga A356.

3.12 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados a partir de corpos de prova retirados do lingote e da roda (antes e depois de T6). Os corpos de prova foram do tipo chapa e com dimensões conforme visto Figura 3.13. O ensaio foi realizado à temperatura ambiente e conforme os procedimentos da norma ASTM/E8-E8M-21 [128] utilizando o equipamento de ensaios mecânicos *Instron*, modelo 5500R à uma taxa de deformação de aproximadamente $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A tração foi realizada nos corpos de prova retirados de algumas regiões da roda e também das amostras retiradas dos lingotes solidificados direcionalmente. No caso dos corpos-de-prova retirados do lingote solidificado direcionalmente foram realizados 4 ensaios para cada posição. Já para as regiões da roda os ensaios de tração foram feitos em triplicata.

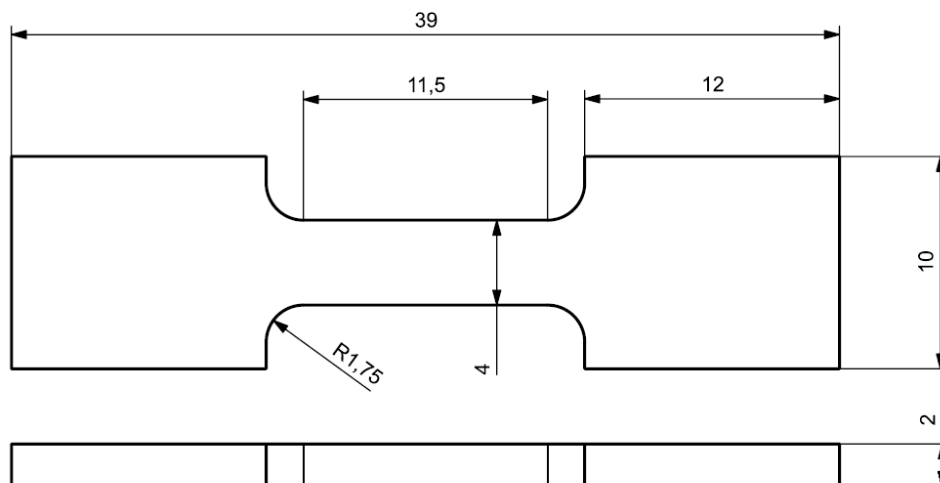


Figura 3.13: Croqui do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração. Dimensões em mm.

Na roda foram tirados 3 corpos de prova das regiões com maior ocorrência de falha em testes de impacto e fadiga *Cornering*: meio do *spoke*, *drop center* do aro, borda externa do aro e borda interna do aro. Para a extração dos corpos de prova foram utilizadas as rodas segregadas após fundição e aquelas segregadas após processo de tratamento térmico.

Para os lingotes solidificados unidirecionalmente, seja tratado ou não tratado termicamente, foram usinados quatro corpos de prova para cada posição central:

6 mm, 20 mm, 34 mm, 48 mm, 62 mm, 76 mm e 90 mm; desde sua base de início da solidificação, ou seja, para cada taxa de resfriamento reproduzida. A remoção de um conjunto de 4 corpos de prova está representado na Figura 3.14 e levou em consideração a perda de aproximadamente 2 mm de espessura causada pelo corte realizado com serra de fita.

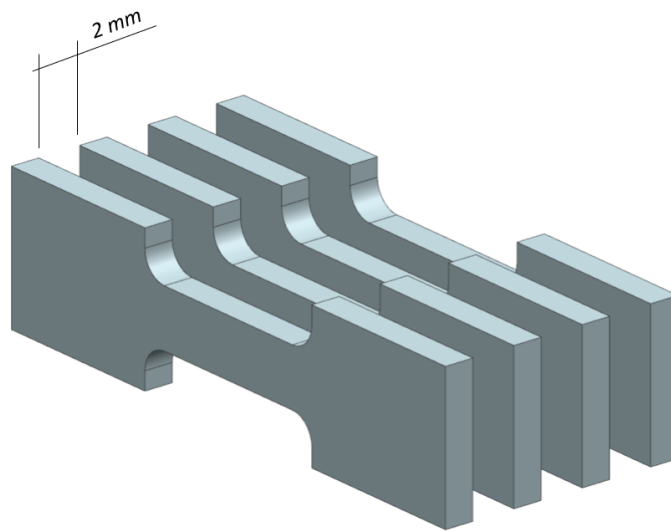


Figura 3.14: Corpos de tração retirados lado a lado para cada posição de cada metade do lingote e por nível de taxa de resfriamento.

Os ensaios de tração tem como objetivo determinar as seguintes propriedades mecânicas: limite de escoamento (σ_y), limite de resistência à tração (σ_u) e alongamento específico (δ).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Solidificação e correlações experimentais de crescimento do λ_2

As temperaturas *liquidus* (T_L) e eutética (T_E) da liga A356 foram obtidas experimentalmente através do resfriamento lento da liga. Uma pequena porção do metal líquido fundido foi vazado em um cadinho e recoberto com uma manta térmica. Foi utilizado um termopar do tipo K para monitoramento das temperaturas ao longo do tempo. O registro dos dados térmicos pode ser visto na curva de resfriamento da Figura 4.1. As temperaturas *liquidus* e eutética encontradas a partir do experimento foram 612 °C e 572,6 °C, respectivamente.

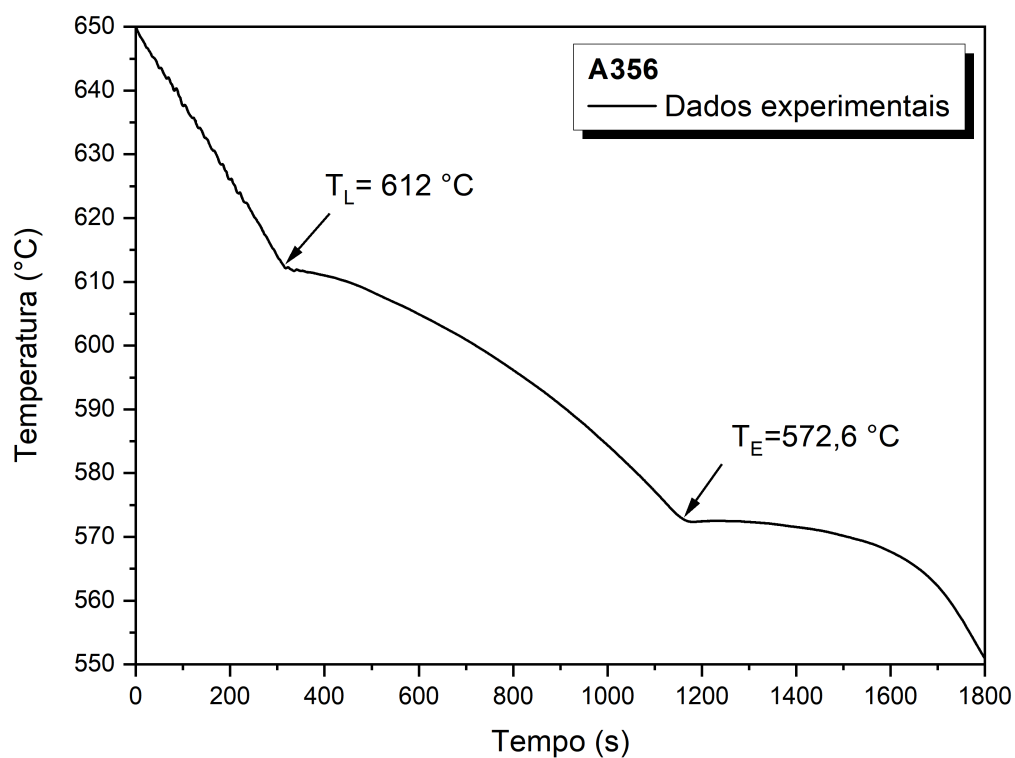


Figura 4.1: Curva de resfriamento com dados coletados experimentalmente da liga A356.

A utilização do método CALPHAD facilita o entendimento do caminho de solidificação da liga, associado à formação de fases, partindo do estado líquido até o término da solidificação. Temperaturas, frações e fases foram possíveis de serem distinguidas, conforme ilustrado pela Figura 4.2, através da composição obtida do lingote comercial da liga A356, visto na Tabela 3.1. A partir destes

resultados foi possível concluir que as temperaturas da curva de resfriamento são compatíveis com as previstas pelos cálculos realizados por CALPHAD. Os valores de temperatura obtidos experimentalmente apresentam um desvio próximos à 1%, e podem estar associados aos erros na medição dos termopares que são próximos à $\pm 3\%$ [129]. Desta forma, a temperatura *liquidus* definida foi de aproximadamente 612 °C para a liga A356.

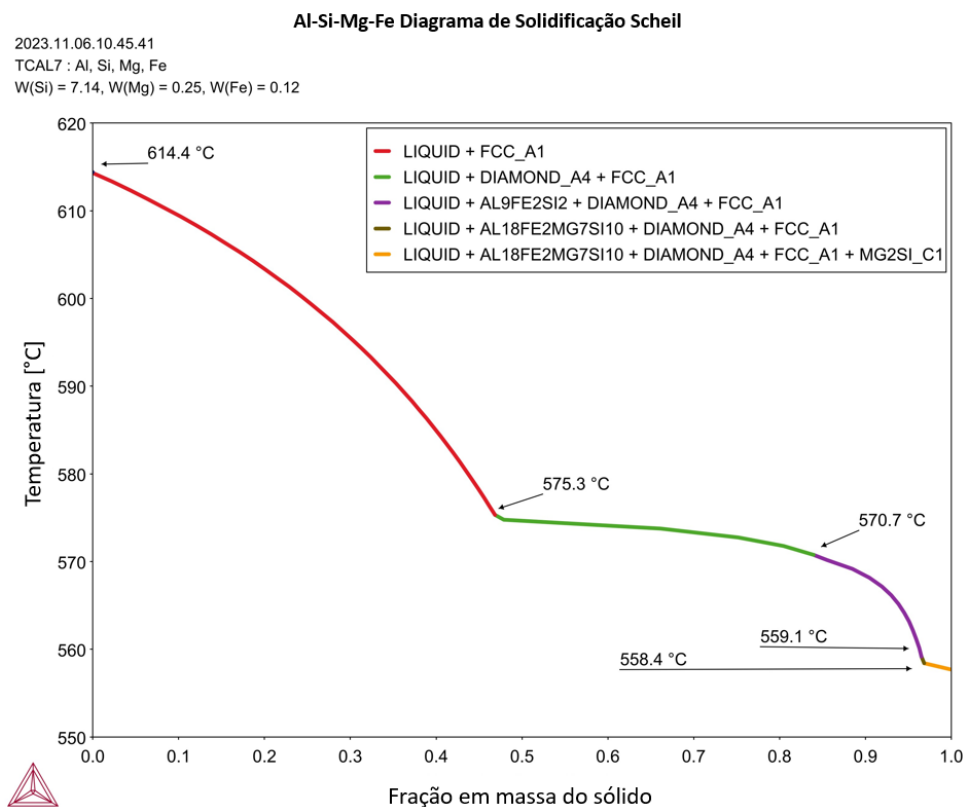


Figura 4.2: Diagrama de solidificação Scheil da liga A356.

Utilizando o diagrama de Scheil representado na Figura 4.2, as fases projetadas exibem o seguinte caminho sequencial durante o processo de resfriamento: α -Al \rightarrow Si \rightarrow Al₉Fe₂Si₂ \rightarrow Al₁₈Fe₂Mg₇Si₁₀ \rightarrow Mg₂Si. Essas fases ocupam predominantemente as regiões interdendríticas cercadas por dendritas de α -Al, com uma concentração significativa de Si. Na Figura 4.3 (a), a reação eutética é evidente, manifestando-se como linhas horizontais vermelhas e verdes, correspondendo a Al e Si, respectivamente. Os detalhes refinados no gráfico de equilíbrio da Figura 4.3 (a) são apresentados na Figura 4.3 (b) e destacam as frações de

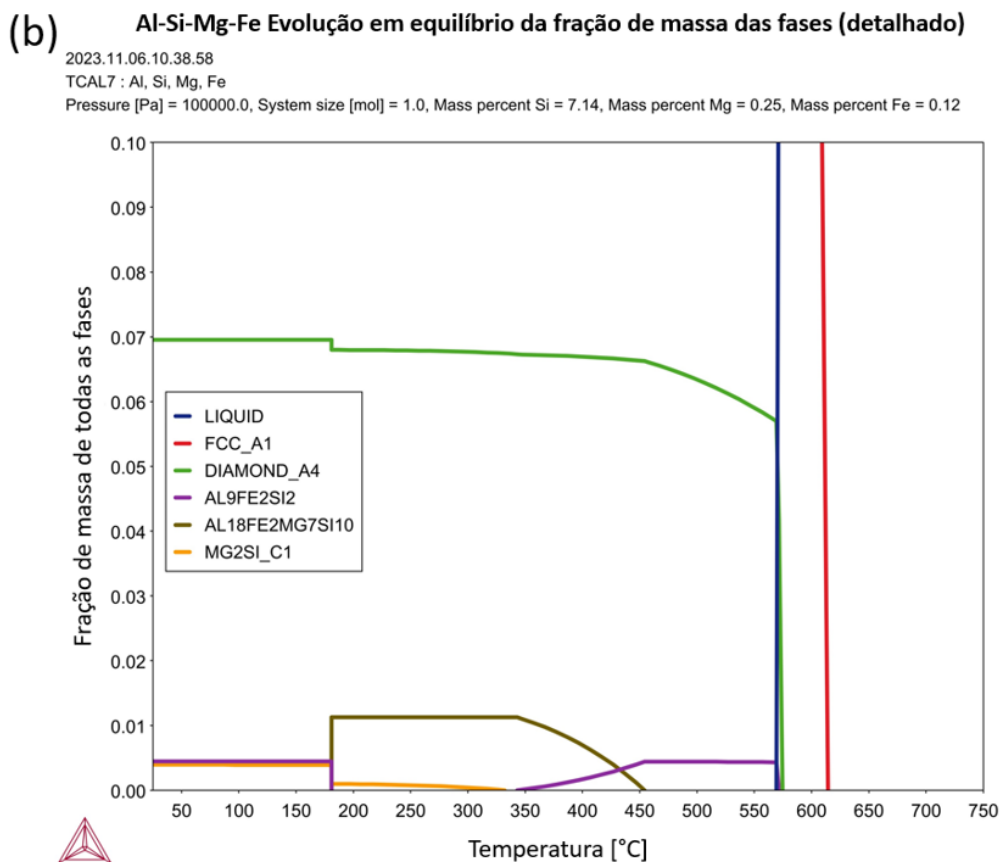


Figura 4.3: (a) Evolução em equilíbrio da fração de massa e (b) evolução da fração de massa detalhada, calculadas pelo *software* Thermo-Calc (base de dados TCAL7) mostrando as fases formadas durante a solidificação da liga A356.

A Figura 4.4 mostra os perfis térmicos obtidos experimentalmente através de 6 termopares inseridos no metal líquido durante a solidificação direcional transitente da liga A356. As passagens das isotermas *liquidus* e eutética foram examinadas sequencialmente a partir das seções inferiores, em relação à base, até a mais alta seção monitorada por termopar no lingote fundido, indicando uma forte extração de calor unidirecional. Os dados das curvas de resfriamento foram utilizadas para determinar os seguintes parâmetros térmicos de solidificação: velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}_L) e gradiente térmico (G_L); da liga A356.

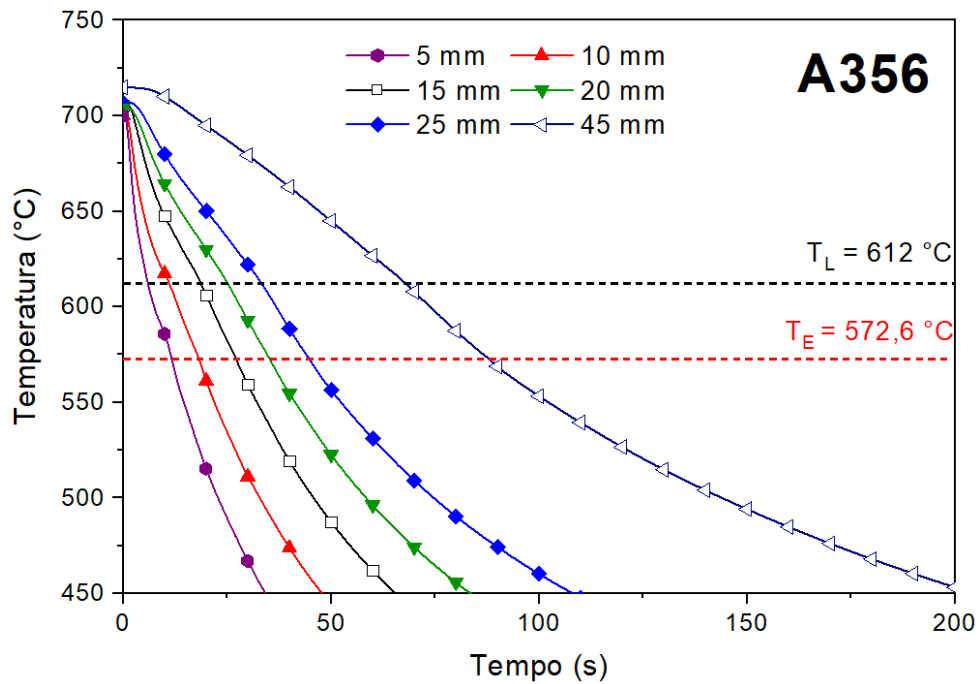


Figura 4.4: Curvas de solidificação obtidas através do experimento de solidificação direcional transiente da liga A356.

A partir dos perfis térmicos de solidificação foi possível determinar a correlação da posição (P) dos termopares em função do tempo de passagem das isothermas *liquidus* (t_L) e eutética (t_E), conforme demonstrado nas Figuras 4.5 (a) e (b), respectivamente. A partir da diferença do tempo de passagem das 2 isothermas para cada termopar foi definido o tempo local de solidificação (t_{SL}). As funções tipo $P \times t_L$ retiradas dos pontos de intersecção (posições dos termopares) com as curvas de solidificação foram derivadas, possibilitando a definição das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), apresentado na Figura 4.6.

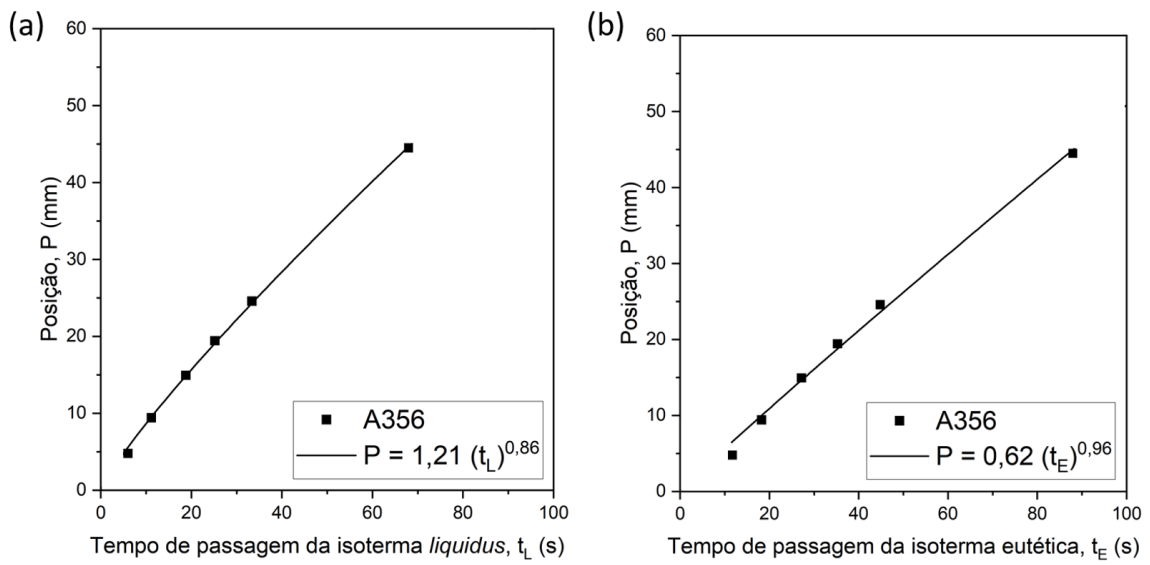


Figura 4.5: Posição em função do tempo de passagem das isothermas (a) *liquidus* e (b) eutética do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente.

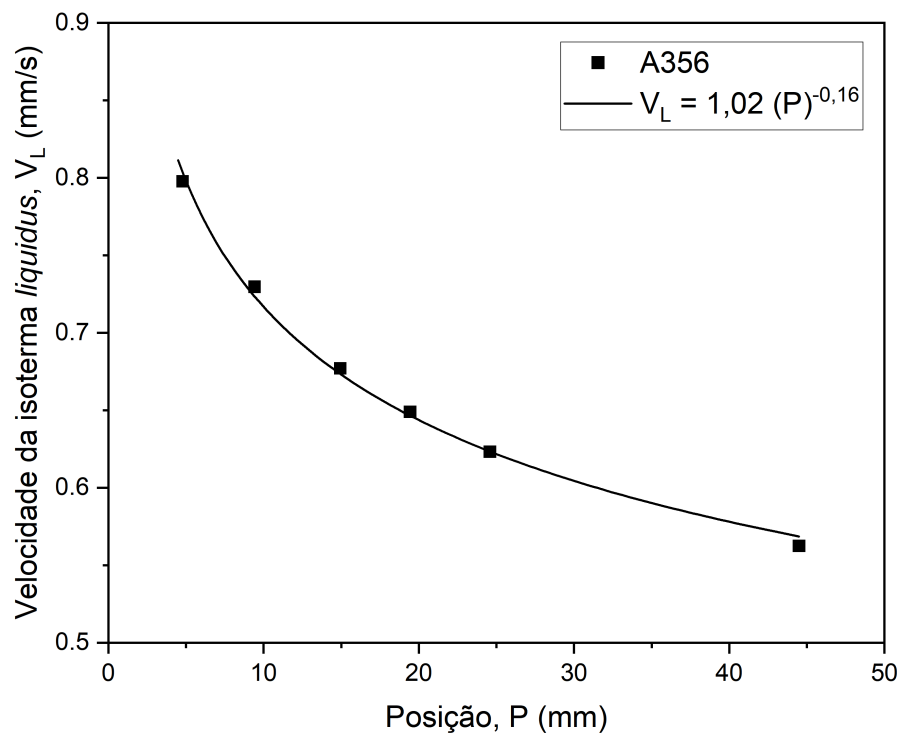


Figura 4.6: Velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente.

A Figura 4.7 mostra as taxas de resfriamento (\dot{T}_L) da fase α -Al obtidas experimentalmente através do lingote solidificado direcionalmente da liga A356. Os valores foram determinados a partir da derivada da curva de resfriamento de cada posição mensurada no ponto no qual a isoterma *liquidus* atravessa o termopar. O gradiente térmico (G_L) foi calculado a partir da relação entre a taxa de resfriamento e a velocidade da isoterma, sendo a curva resultante apresentada na Figura 4.8.

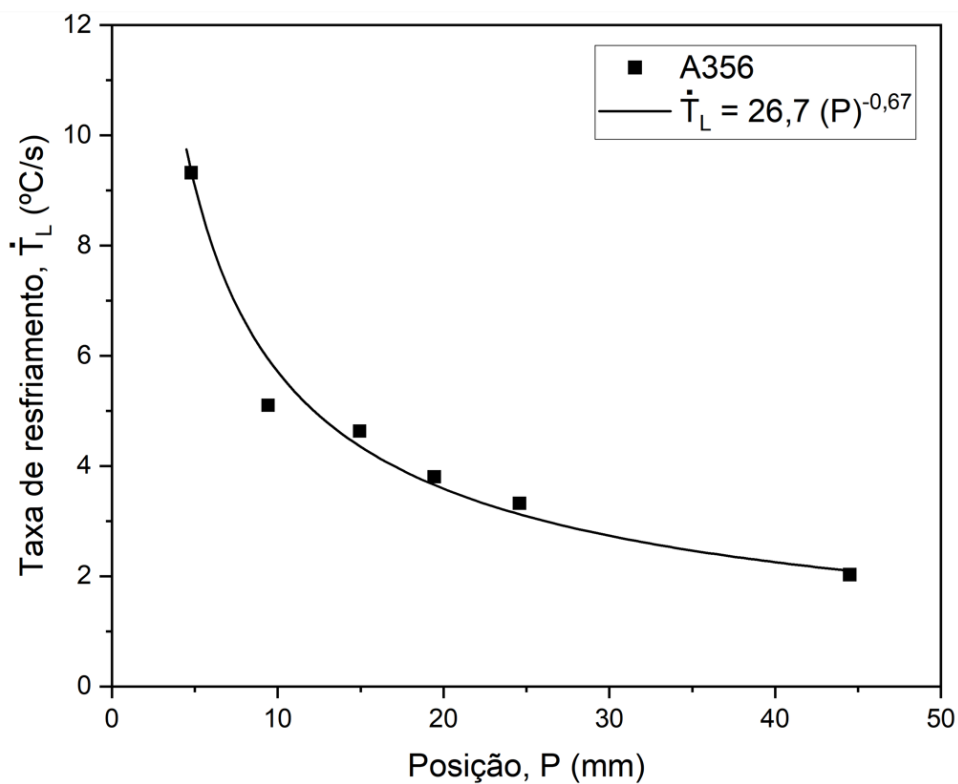


Figura 4.7: Taxa de resfriamento em função da posição do lingote da liga A356 solidificada direcionalmente.

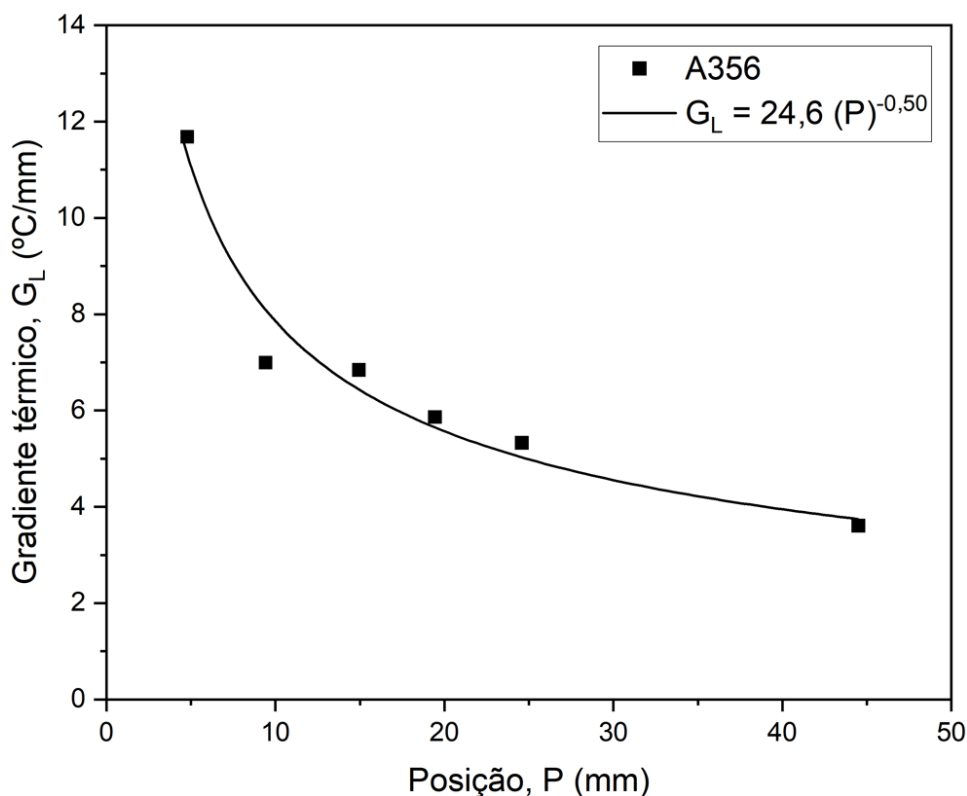


Figura 4.8: Gradiente térmico em função da posição do lingote da liga A356 solidificada direcionalmente.

É evidente que a taxa de resfriamento varia das regiões inferiores para as superiores da peça fundida. Isso se deve à formação progressiva de uma camada sólida mais espessa à medida que a solidificação avança, impedindo a liberação eficiente de calor a partir da peça fundida. Conseqüentemente, a solidificação desacelera conforme se aproxima de posições mais próximas ao topo da peça fundida, como demonstrado na Figura 4.7. Dado que a microestrutura na condição de fundição é inteiramente governada pelas taxas de resfriamento e tempos de solidificação, uma ampla gama de taxas de resfriamento, como observado nestas curvas, é vantajosa para explorar uma variedade diversificada de microestruturas. A extensão das taxas de resfriamento está alinhada com aquelas encontradas em diferentes regiões de rodas de alumínio produzidas industrialmente.

As microestruturas dendríticas características da peça são representadas na Figura 4.9. Imagens em baixa magnificação revelam a complexidade dos braços secundários e terciários formando a fase dendrítica, onde áreas mais claras re-

presentam a estrutura dendrítica de α -Al. As regiões escuras, interdendríticas, são predominantemente ocupadas por Si, com pequenas frações de $Al_9Fe_2Si_2$ e Mg_2Si formadas durante a solidificação fora do equilíbrio, conforme previsto pelo gráfico de Scheil.

Após o tratamento T6, as seções idênticas do lingote, examinadas na Figura 4.9 foram também submetidas à análise óptica, conforme mostrado na Figura 4.10. É evidente que a estrutura dendrítica α -Al permaneceu predominante, mesmo que ocorra difusão no estado sólido durante o tratamento térmico. Uma análise mais aprofundada por meio de medidas em escala dendrítica ajudará a determinar se ocorreu algum envelhecimento após o tratamento T6 (o que será tratado posteriormente). Enquanto a matriz dendrítica α -Al permaneceu pouco alterada, houve uma transição do Si interdendrítico nas amostras temperadas T6 para uma morfologia de forma esferoidizada. Nas temperaturas elevadas durante o tratamento térmico, átomos de Si migram para dentro da matriz da liga, resultando em uma distribuição mais uniforme e uma alteração na morfologia das partículas de Si. Essa esferoidização pode ter implicações nas propriedades mecânicas da liga, influenciando fatores como a resistência mecânica [52–54, 59].

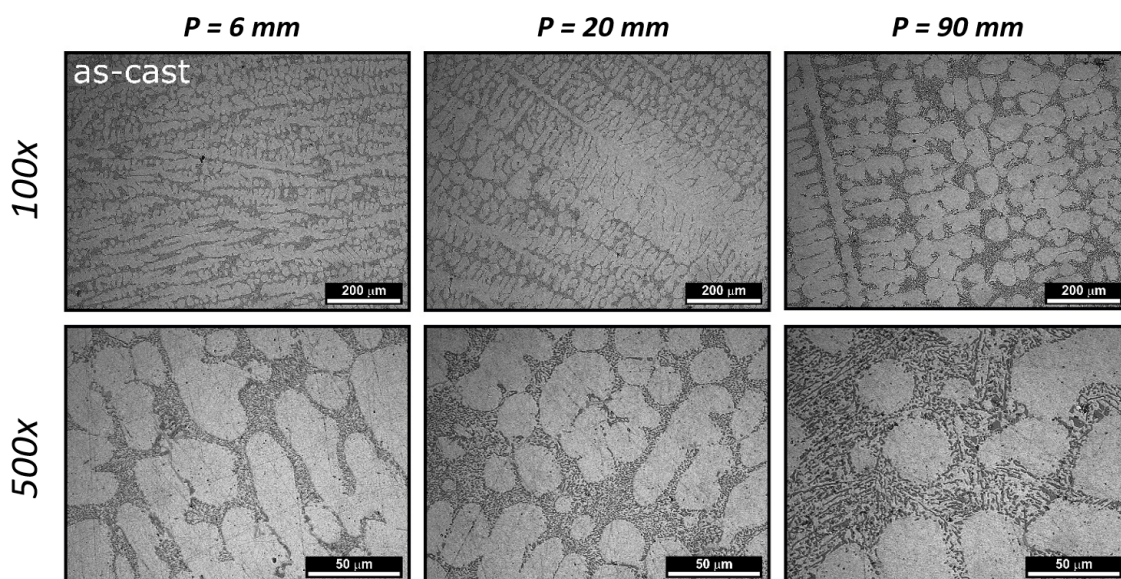


Figura 4.9: Microestruturas dendríticas típicas em diferentes seções longitudinais do lingote da liga A356 solidificado direcionalmente. P é a posição em referência à base do lingote. Condição *as-cast*

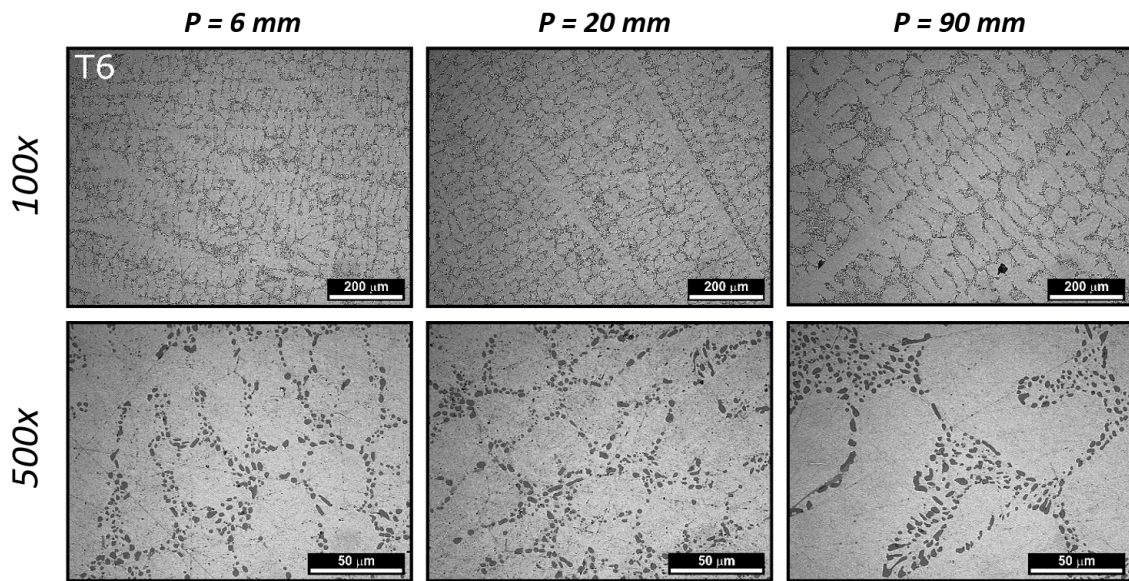


Figura 4.10: Microestruturas dendríticas típicas em diferentes seções longitudinais do lingote da liga A356-T6 solidificado direcionalmente. P é a posição em referência à base do lingote. Condição T6.

Utilizando o conhecimento das leis experimentais de crescimento, e com as variações na taxa de resfriamento sendo mapeadas ao longo da peça fundida em estudos de solidificação direcional com um regime transitório de extração de calor, correlações com o espaçamento dendrítico secundário, λ_2 , resultante foram estabelecidas [130–133]. Os valores de λ_2 encontrados variaram entre $16 \mu\text{m}$ e $50 \mu\text{m}$ para a condição *as-cast* e entre $22 \mu\text{m}$ e $51 \mu\text{m}$ para a condição T6. A Figura 4.11 mostra os impactos das taxas de resfriamento para a liga estudada na condição fundida e na condição T6. Tendências semelhantes na cinética de solidificação foram observadas para ligas binárias de Al-Si. Maiores valores de taxa de resfriamento são encontrados na base do lingote, resfriado à água, e diminuem conforme se distanciam da base, devido ao aumento da resistência térmica proporcionada pela camada solidificada. Maiores valores de λ_2 são encontrados para menores taxas de resfriamento. [134].

Em um estudo experimental, Grugel [135] investigou microestruturas encontradas em ligas Al-Si com teores variados de Si (4%, 6%, 8%, 10%, e 12% em wt.%). Grugel determinou que λ_2 pode ser computado conforme:

$$\lambda_2 = 10 (t_{SL})^{1/2} \quad (4.1)$$

onde, t_{SL} é medido em segundos e λ_2 em micrômetros (μm).

A linha de tendência na Figura 4.12, caracterizada pelo expoente 0,6 se distanciou do valor de 0,5 proposto por Grugel [135]. A diferença pode ser esculpada pela disparidade na composição de soluto. A liga A356, sendo uma liga multicomponente, pode sofrer influências na cinética de solidificação de outros elementos, além do Si. Isso representa um aspecto favorável para o estabelecimento de correlações personalizadas para ligas comerciais, permitindo a identificação precisa de correlações aprimoradas entre o espaçamento dendrítico e os parâmetros térmicos de solidificação.

Um trabalho realizado por Cho *et al.* [136] mostrou uma variação de λ_2 alterando de 7 μm a 20 μm para a liga A356 com taxas de resfriamento entre 100 °C/s e 700 °C/s. Também foi demonstrada uma redução em λ_2 com o aumento da taxa de resfriamento, o que está de acordo com o observado aqui.

Os valores de λ_2 aumentaram aproximadamente 30% para taxas de resfriamento mais elevadas e cerca de 4% para taxas de resfriamento mais baixas após o tratamento T6. Em outras palavras, o controle de λ_2 pode ser bastante importante após o T6, pois ainda pode servir como um parâmetro de distribuição das fases duras interdendríticas e caracterizar o crescimento da matriz dendrítica, base de nucleação para precipitados metaestáveis durante o tratamento térmico.

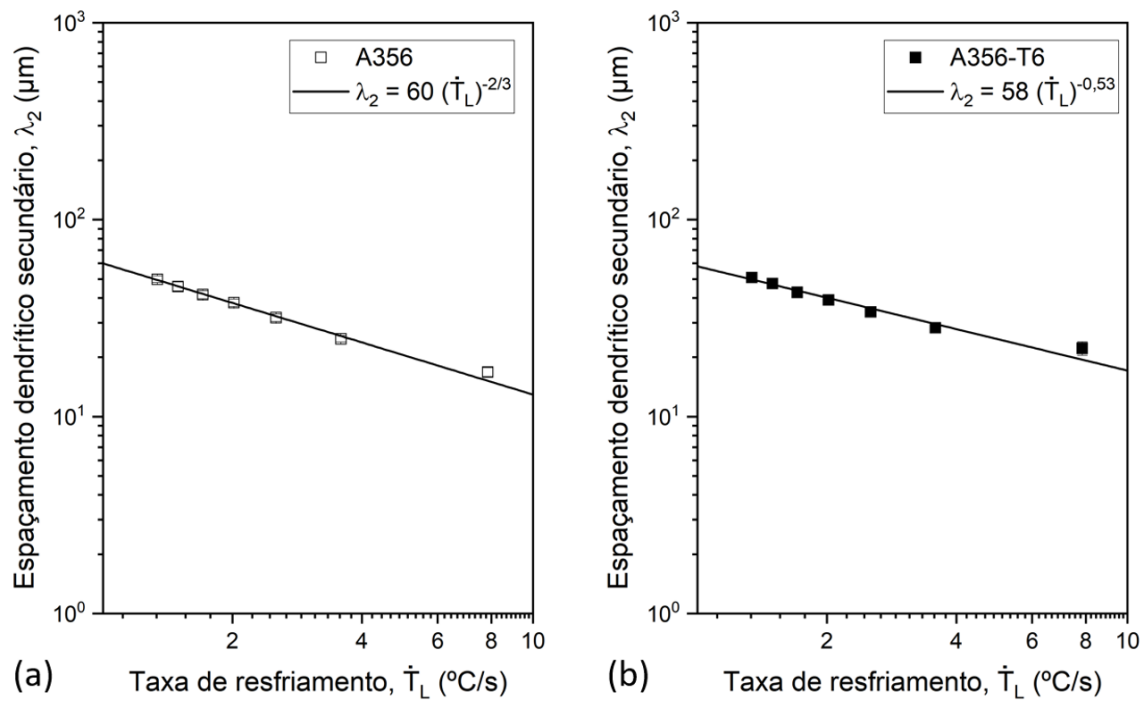


Figura 4.11: Variação do espaçamento dendrítico secundário em função da taxa de resfriamento da liga A356 (a) *as-cast* e (b) T6.

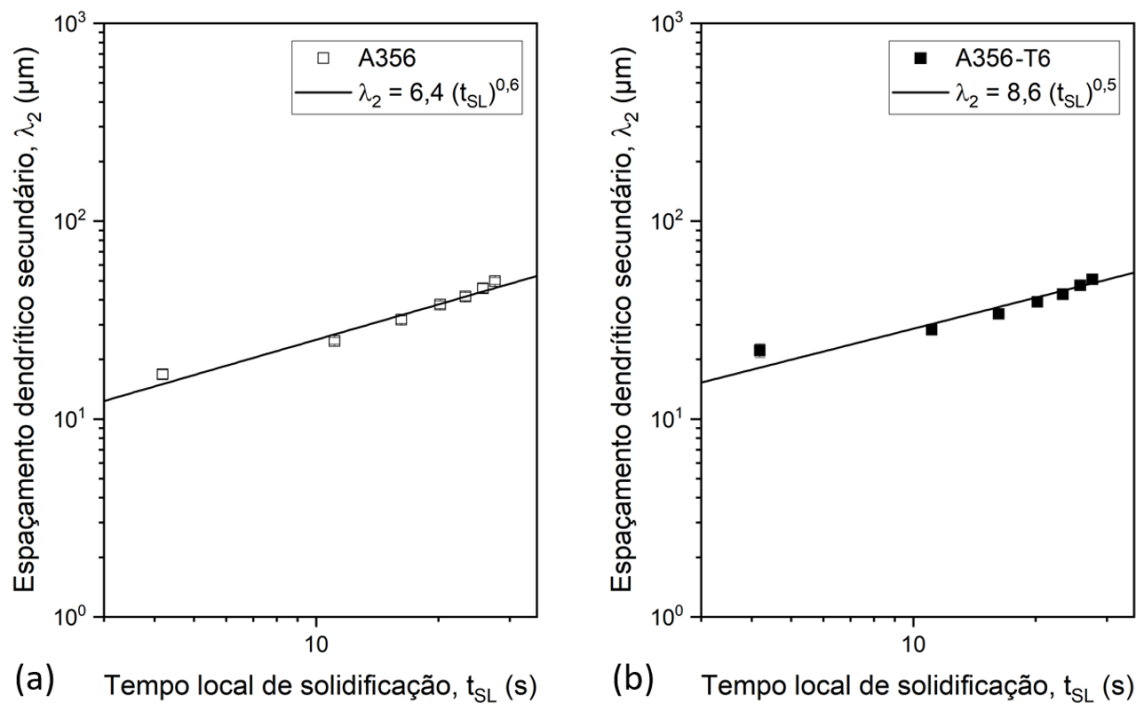


Figura 4.12: Variação do espaçamento dendrítico secundário em função do tempo local de solidificação da liga A356 (a) *as-cast* e (b) T6.

4.2 Porosidade e correlações experimentais de λ_2 com as propriedades de tração

A análise via líquido penetrante, mostrada na Figura 4.13, mostra de forma qualitativa a dispersão dos poros e micro-rechupes ao longo do lingote solidificado direcionalmente, seja na condição fundida (*as-cast*) ou na condição T6. Ambos os casos apresentam um aumento na fração de poros conforme se distanciam da base do lingote, ou seja, para maiores tempos de solidificação. A parte do lingote tratada termicamente com T6 apresenta uma quantidade ligeiramente menor de poros visíveis com líquido penetrante se comparado com a condição fundida.

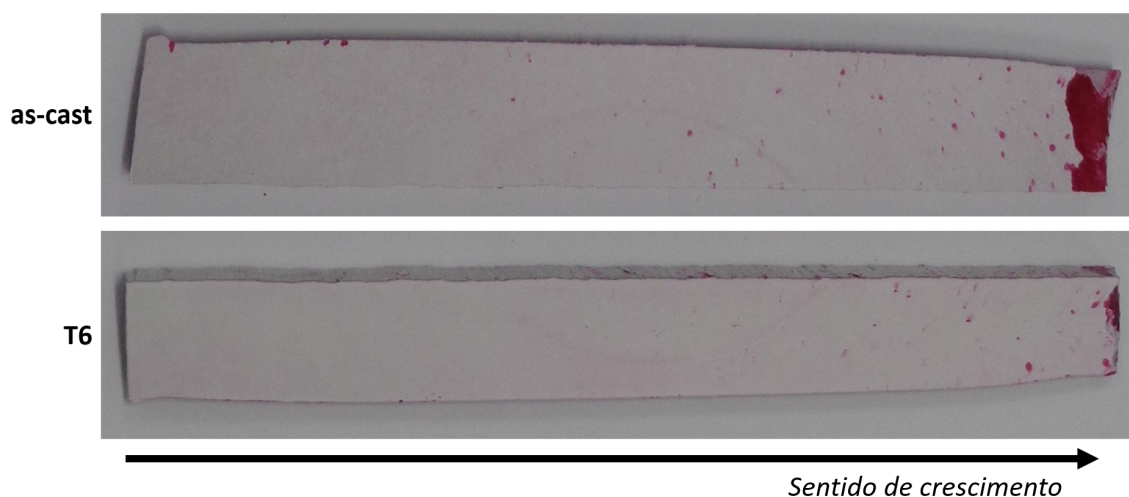


Figura 4.13: Análise de líquido penetrante do lingote solidificado direcionalmente nas amostras da liga A356 nas condições *as-cast* e tratada termicamente com T6.

O entendimento mais aprofundado do micro-rechupe é crucial, dada sua ocorrência nesta liga. Embora as rodas sejam inspecionadas (em escala industrial) quanto à alta qualidade e integridade, sendo o baixo nível de porosidade um critério-chave, entender sua influência nas propriedades torna-se necessário. Além disso, determinar fatores morfológicos associados aos poros é fundamental, juntamente com a consideração da fração de área de poros de micro-rechupe. Portanto, análises complementares foram realizadas com imagens obtidas via microscópio óptico, e segmentação da porosidade utilizando o ImageJ.

Embora tenham sido observadas algumas variações nos dados no caso da fração de área, as evoluções dos parâmetros relacionados à micro-rechupe nas amostras na condição fundida (barras tracejadas) da liga A356 parecem ser lineares (Equação 4.2) com o tempo local de solidificação, conforme mostrado na Figura 4.14. Um tempo de solidificação mais longo corresponde a um período de contração prolongado, resultando em poros de micro-rechupe maiores [137]. À medida que o tempo de solidificação aumentou, houve um aumento observado tanto na fração quanto no perímetro da porosidade, acompanhado por uma diminuição na circularidade. O diâmetro máximo calculado por Feret representa a maior distância entre dois pontos das extremidades do poro de micro-rechupe em um plano (2D) [138]. Se comparado com outros aspectos geométricos, como o diâmetro médio ou a circularidade, pode indicar o "quão alongado" o poro está. O diâmetro de Feret apresentou uma tendência oposta à da circularidade [Figura 4.15 (b) e (c)], indicando que a porosidade de micro-rechupe tende a se tornar mais alongada para maiores tempos locais de solidificação.

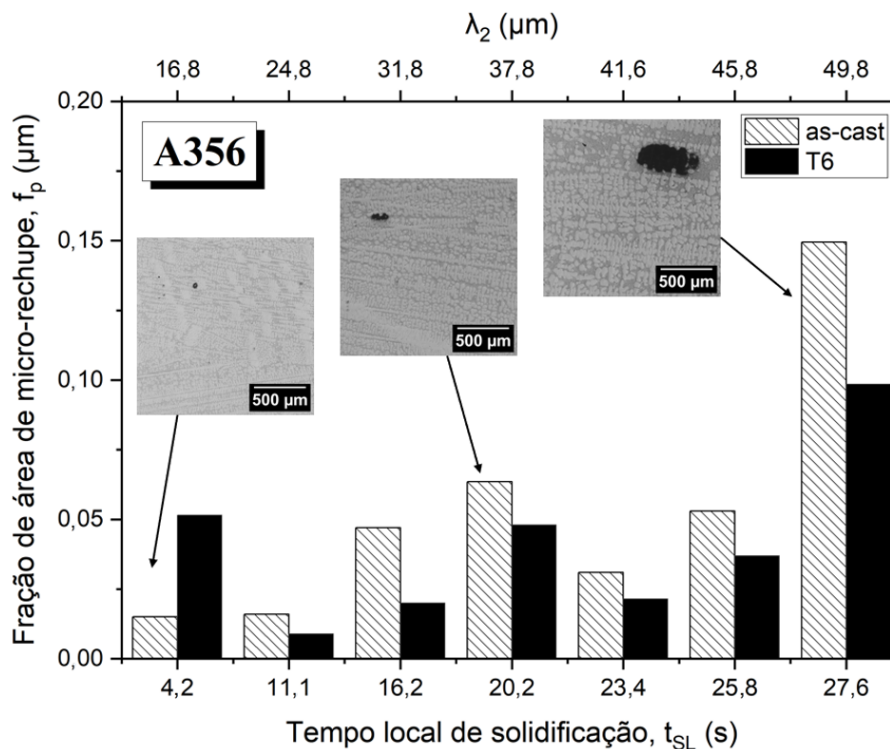


Figura 4.14: Evolução da fração de área de micro-rechupe da liga A356 na condição fundida e T6

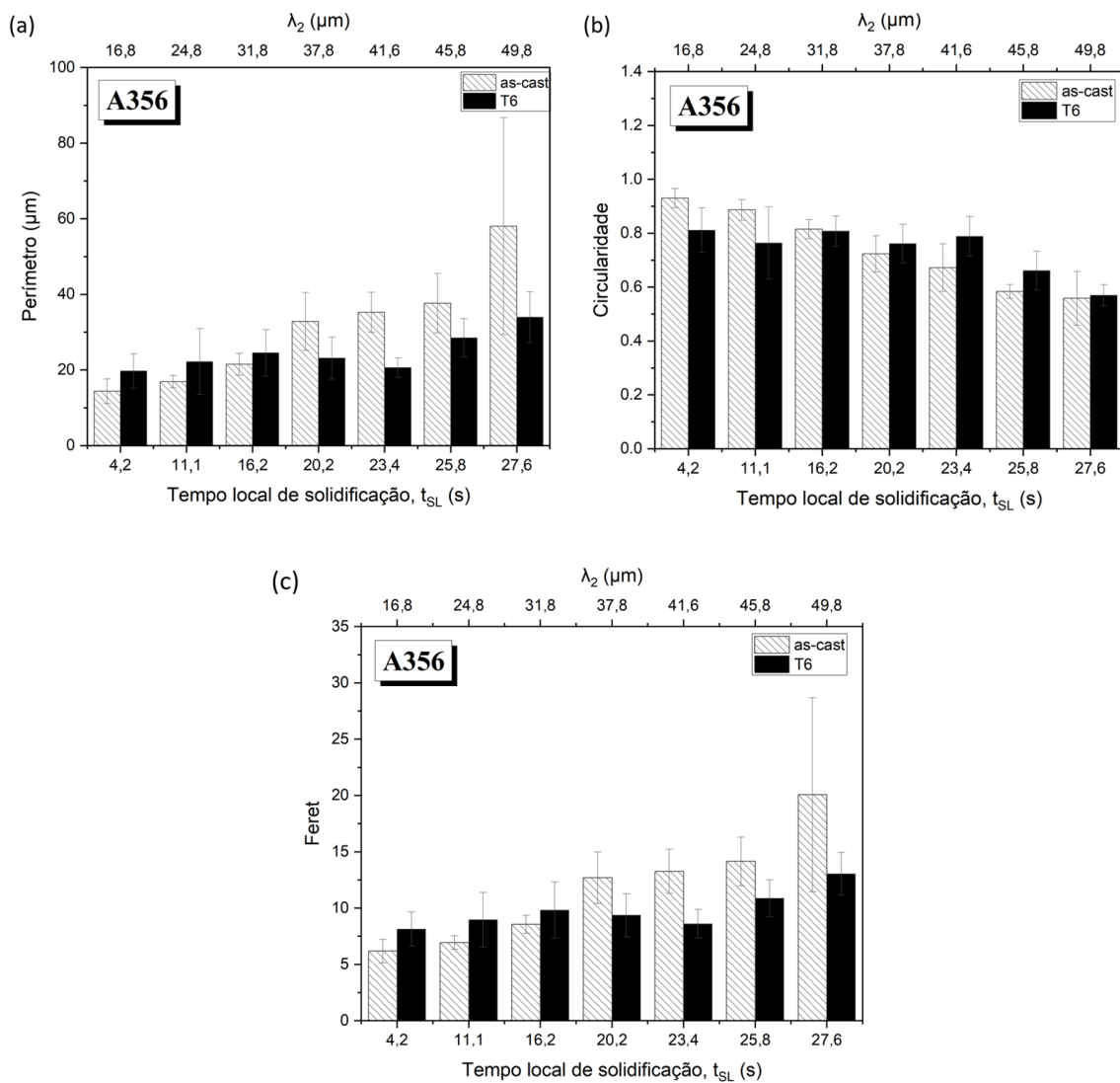


Figura 4.15: Análise dos fatores de forma do micro-rechue da liga A356 na condição fundida e T6 em termos de: (a) perímetro, (b) circularidade e (c) diâmetro de Feret.

A relação linear entre a fração de área de poros de micro-rechue e o tempo local de solidificação foi descrita pela Equação 4.2:

$$f_p = 0,0038 (t_{SL}) - 0,0161 \quad (4.2)$$

onde, t_{SL} é medido em segundos.

As amostras tratadas termicamente na condição T6 apresentam maior homogeneidade morfológica dos micro-rechupes, caracterizada por uma maior circularidade e diâmetro de Feret menores em comparação com as amostras na condição *as-cast*. A redução do tamanho dos poros de micro-rechupe também é observada após o tratamento térmico. Este fenômeno pode ser atribuído a alguns fatores, tais como o transporte de massa por difusão nas bordas dos grãos, seja pela sinterização ou pelo rearranjo dos elementos de liga causa pela alta temperatura durante o tratamento térmico, ou pela tensão superficial interna de poros menores ocasionada durante o resfriamento [139]. Dados de porosidade desse tipo são valiosos para modelos propriedades em rodas.

Outro ponto importante para modelar rodas usando ferramentas de simulação computacional é estabelecer correlações adequadas entre λ_2 e propriedades de tração para uma ampla faixa de grandezas da microestrutura, como mostrado nas Figuras 4.16, 4.17, 4.18 e 4.19.

É visto que um aumento das propriedades de tração (σ_y e σ_u) é acompanhado da diminuição do espaçamento dendrítico secundário (λ_2). O refinamento da matriz dendrítica da liga contribui para esse aumento, promovendo uma distribuição mais homogênea das fases secundárias e uma maior quantidade de obstáculos aos deslocamentos de discordâncias durante o processo de deslizamento. Além disso, a redução de λ_2 resulta em estruturas fundidas mais limpas e sólidas, com braços dendríticos ligeiramente desorientados e a presença de soluto segregado, possivelmente alterando a dureza local e atuando como barreiras eficazes a estes deslizamentos [116, 140].

As equações básicas do tipo Hall-Petch ou do modelo Ludvig foram aplicadas para ajustar os dados experimentais dos limites de escoamento, limites de resistência à tração e alongamentos específicos obtidos a partir de amostras A356 antes e após o tratamento T6. As linhas ajustadas são representativas quando intersectam vários pontos experimentais e, nos casos em que não se intersectam, permanecem posicionadas entre os limites máximos e mínimos de resistência ou de alongamento. Ambos os modelos apresentaram uma boa concordância com os dados obtidos experimentalmente.

As equações ajustadas pelo modelo Hall-Petch foram incorporadas ao código modificado do *software* comercial de simulação de fundição para validação na comparação com dados reais de resistência das rodas nas condições *as-cast* e T6, conforme será visto na Seção 4.3. Para o modelo Ludvig, os dados experimentais dos modelos de σ_y e σ_u para a condição *as-cast* foram incorporados diretamente ao código do *software*, sem utilizar as linhas de tendência mostradas na Figura 4.19. Os resultados de alongamento específico (δ), de ambos os modelos, apresentaram uma mudança de comportamento para λ_2 inferiores a 30 μm . Essa reversão da curva não é prevista pelos modelos de Hall-Petch e Ludvig e, portanto, as equações não foram aplicadas na simulação de fundição para a previsão do alongamento.

Schon *et al.* [141] relataram que análises de regressão linear e multilinear utilizando equações do tipo Hall-Petch podem representar efetivamente a resistência à tração (σ_u) de ligas de solda SAC (Sn-Ag-Cu). Embora as correlações com λ_2 tenham apresentado uma boa representação dos dados experimentais, a incorporação do espaçamento dendrítico terciário aprimorou os resultados da regressão. Isso indica que regressões multifatoriais tipo Hall-Petch incluindo a fração de porosidade podem ser benéficas em análises futuras, fugindo atualmente do escopo desse Mestrado.

Conforme esperado, a resistência melhorou após o tratamento T6. Por exemplo, o limite de escoamento aumentou aproximadamente 30%. Isso ocorre principalmente porque mecanismos de precipitação ocorrem durante o tratamento, permitindo a formação de precipitados Mg_2Si metaestáveis muito finos. É de conhecimento que a precipitação de fases metaestáveis ocorra a partir da solução supersaturada. A sequência de precipitação em ligas de Al-Si-Mg é a seguinte: zonas GP em forma de agulha \rightarrow precipitados β' em forma de bastonetes \rightarrow placas de Mg_2Si . A resistência máxima pode ser alcançada antes que as placas se formem, com um tamanho máximo das partículas da ordem de 30 nm [142].

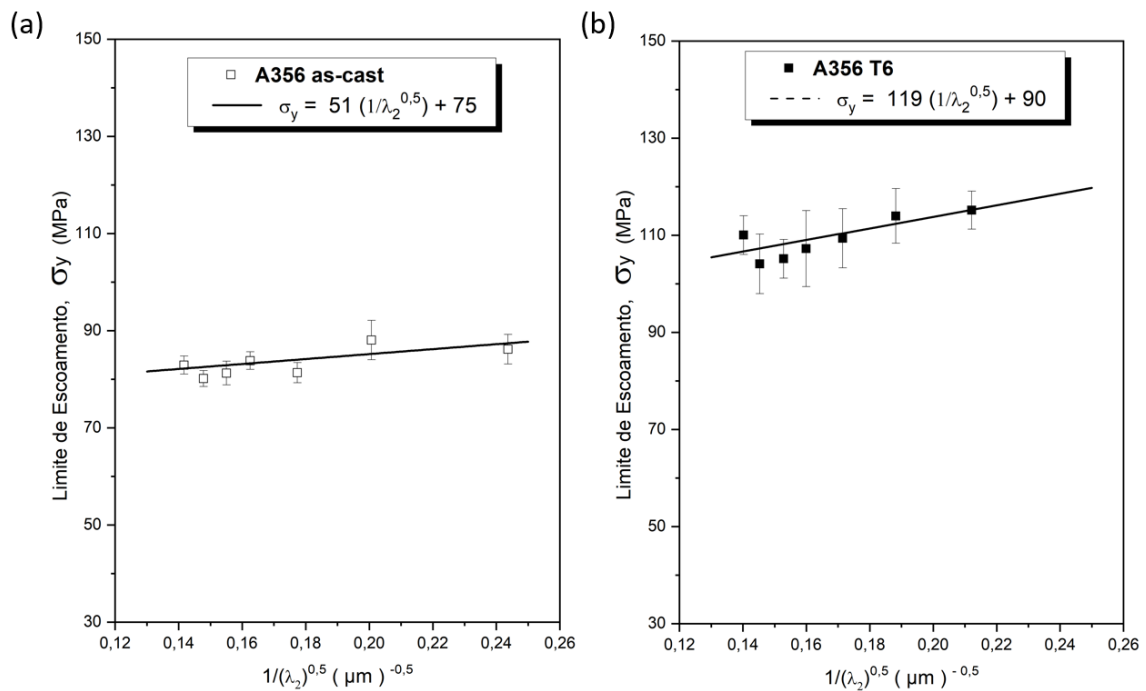


Figura 4.16: Curvas do tipo Hall-Petch para o limite de escoamento, σ_y : (a) A356 *as-cast* e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.

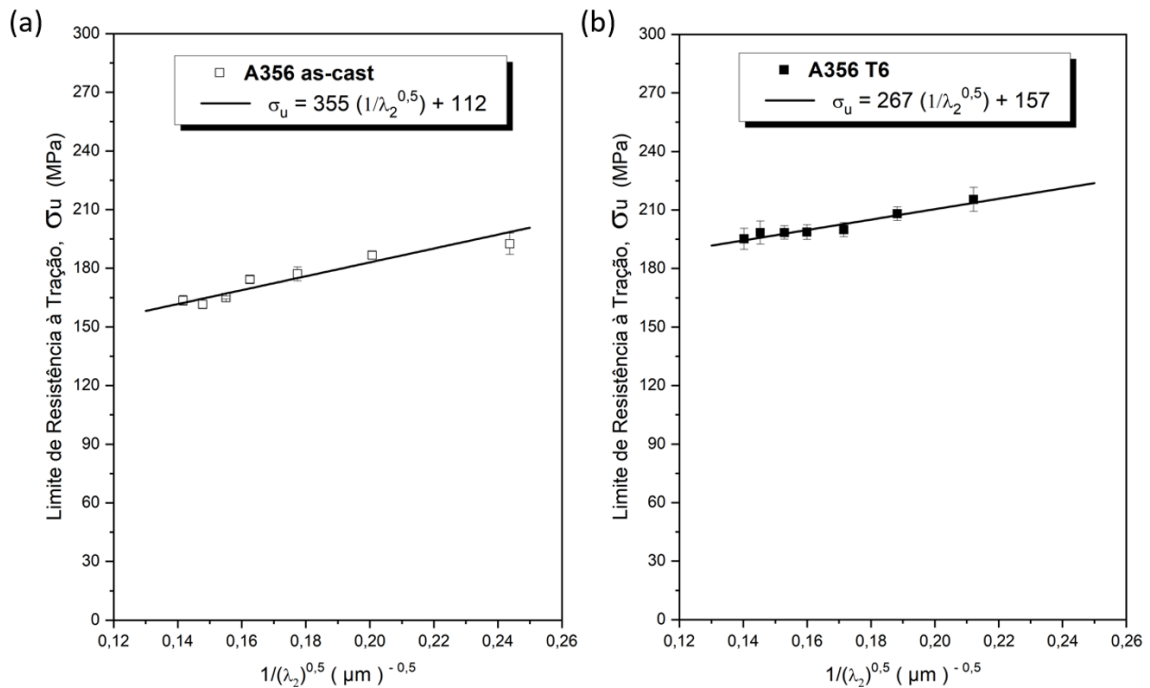


Figura 4.17: Curvas do tipo Hall-Petch para o limite de resistência à tração, σ_u : (a) A356 *as-cast* e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.

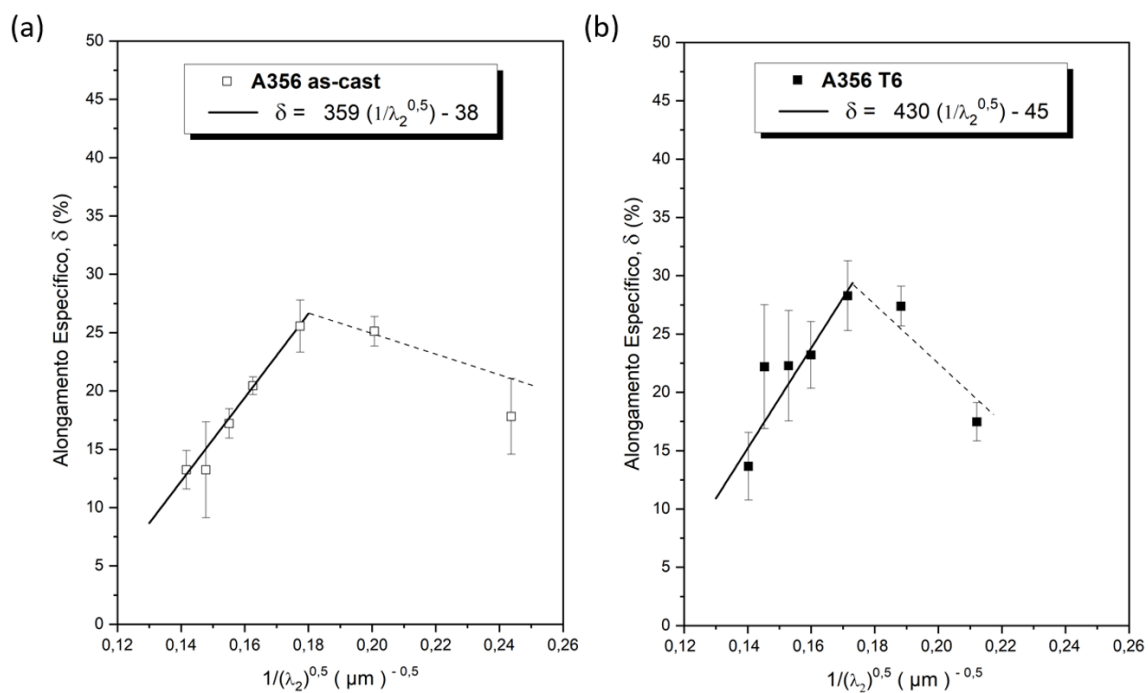
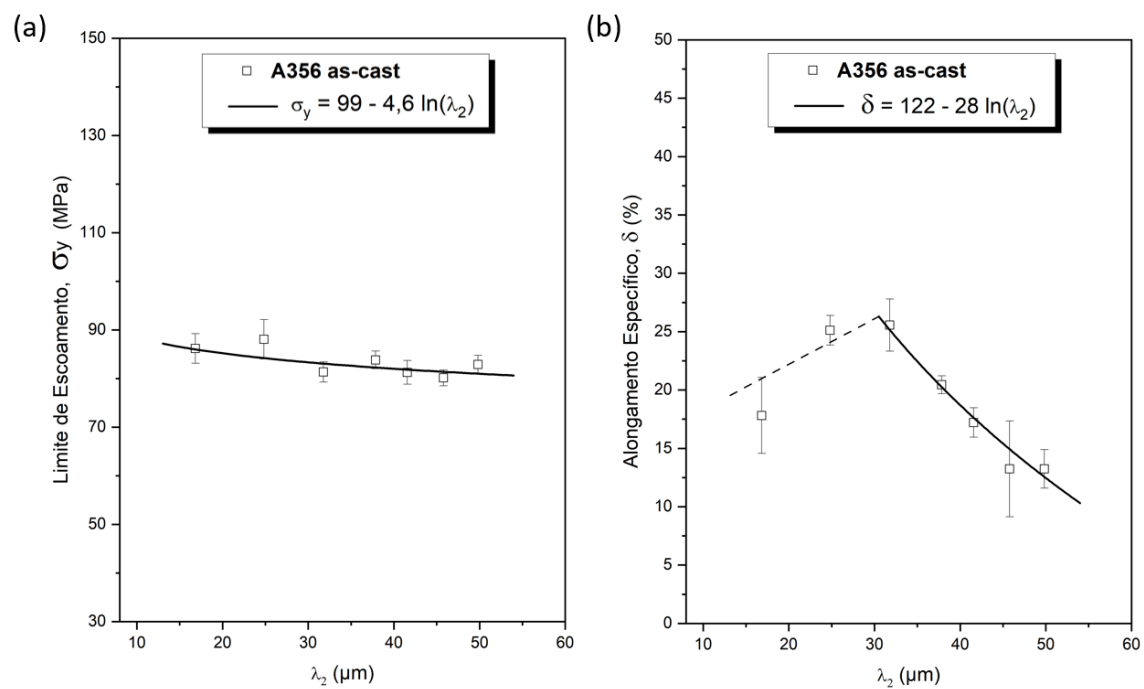


Figura 4.18: Curvas do tipo Hall-Petch para o alongamento específico, δ : (a) A356 as-cast e (b) A356-T6, para amostras ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente.



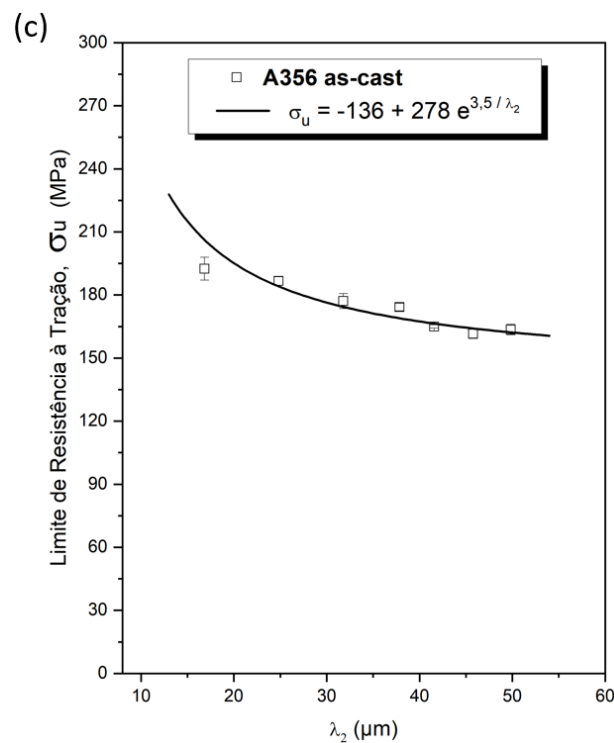


Figura 4.19: Curvas do tipo Ludvig para os resultados de (a) limite de escoamento, σ_y , (b) alongamento específico, δ e (c) limite de resistência à tração, σ_u para a liga A356 na condição fundida.

4.3 Caracterização microestrutural e mecânica da roda e resultados da simulação

Após compreender o processo de solidificação e avaliar a resistência mecânica da liga usando os dois modelos, essas equações foram integradas com sucesso na ferramenta de simulação. Antes disso, uma caracterização microestrutural completa das rodas foi conduzida, avaliando o arranjo dendrítico e o espaçamento dendrítico em regiões estratégicas do componente, como mostrado na Figura 4.20 tanto para *as-cast* quanto para T6. A descrição das morfologias e das fases permanece a mesma já realizada para a Figura 4.9 e Figura 4.10. O *spoke* claramente exibiu a formação de dendritas maiores devido à sua maior espessura, resultando em maiores tempos locais de solidificação. Tempos de solidificação mais longos resultam em uma maior difusão durante o processo, levando conseqüentemente ao crescimento dos braços dendríticos durante a solidificação [9, 135].

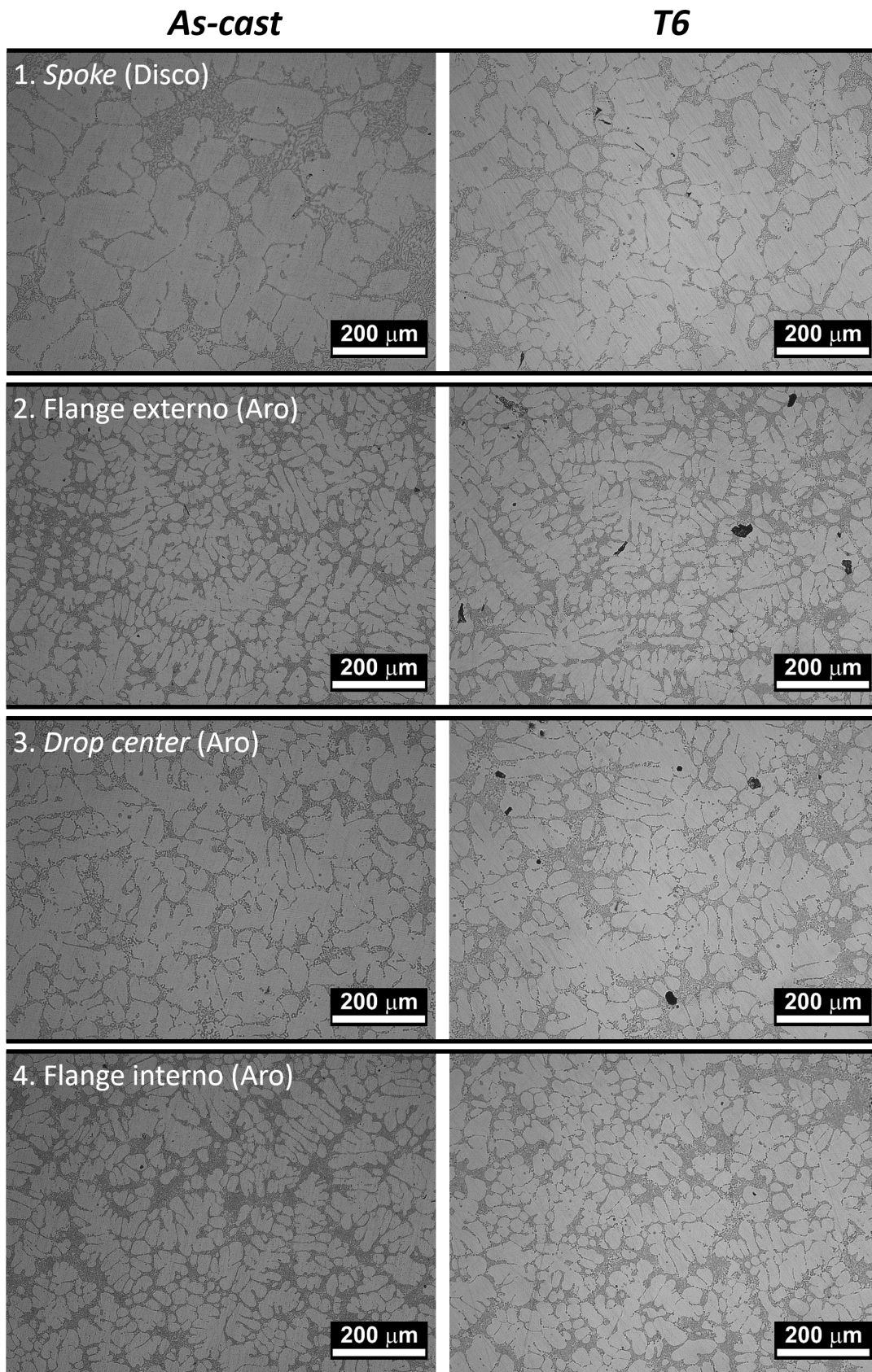


Figura 4.20: Microestruturas da liga A356: *as-cast* e T6 para cada região da roda.

Os resultados da simulação foram seleccionados para exibição em uma seção específica da roda para aprimorar a visualização dos resultados nas várias regiões de interesse. A dispersão de cores inicial da Figura 4.21 corresponde ao tempo local de solidificação gerado por meio da configuração prévia do *software* comercial de simulação de fundição, que foi calculado a partir da diferença do tempo de passagem das isoterma *liquidus* e eutética, ambas fornecidas pelo *software*. Excluindo a região do canal de alimentação, o tempo local de solidificação variou de 16 s a 40 s.

Com base nesse resultado, foram conduzidas duas simulações: uma incorporando o código pré-construído no *software* comercial de simulação de fundição e outra incorporando a equação experimental $\lambda_2 \times t_{SL}$ em cada nó do modelo no *software* de fundição. Ambos os cálculos podem ser vistos na Figura 4.22.

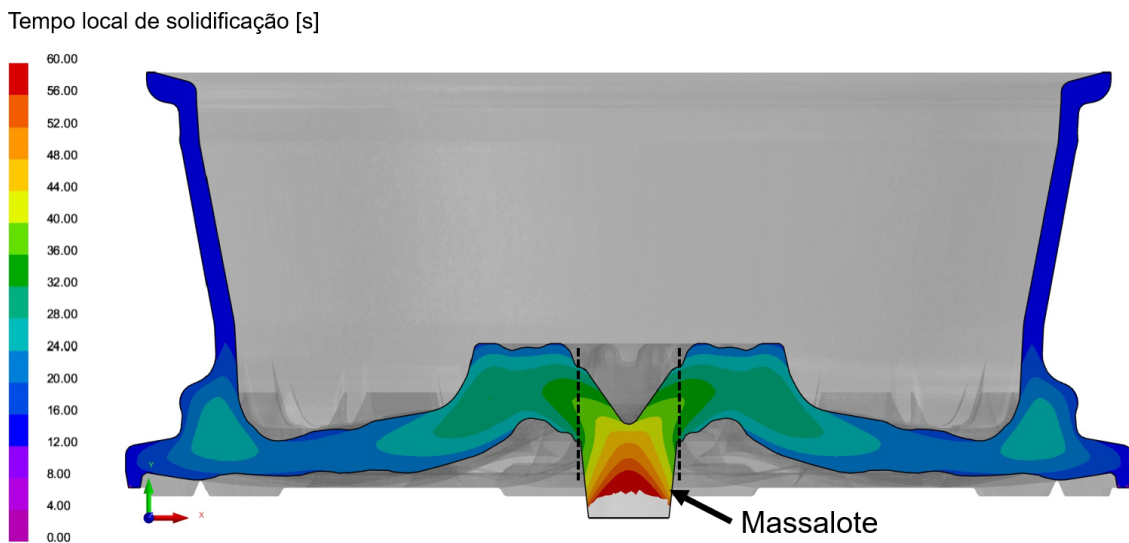


Figura 4.21: Tempo local de solidificação, t_{SL} , resultante da simulação de fundição da roda de Al A356, utilizando a configuração original do *software* de simulação.

A fim de estabelecer valores comparativos para validação do modelo, os valores medidos de λ_2 nas quatro regiões da roda foram incluídos entre parênteses após os valores simulados. A simulação utilizando a equação t_{SL} resultante da SD demonstrou valores significativamente mais próximos das medições reais. Portanto, o uso de equações da SD provou ser altamente benéfico para aprimorar simulações computacionais de microestruturas dendríticas em peças fundidas.

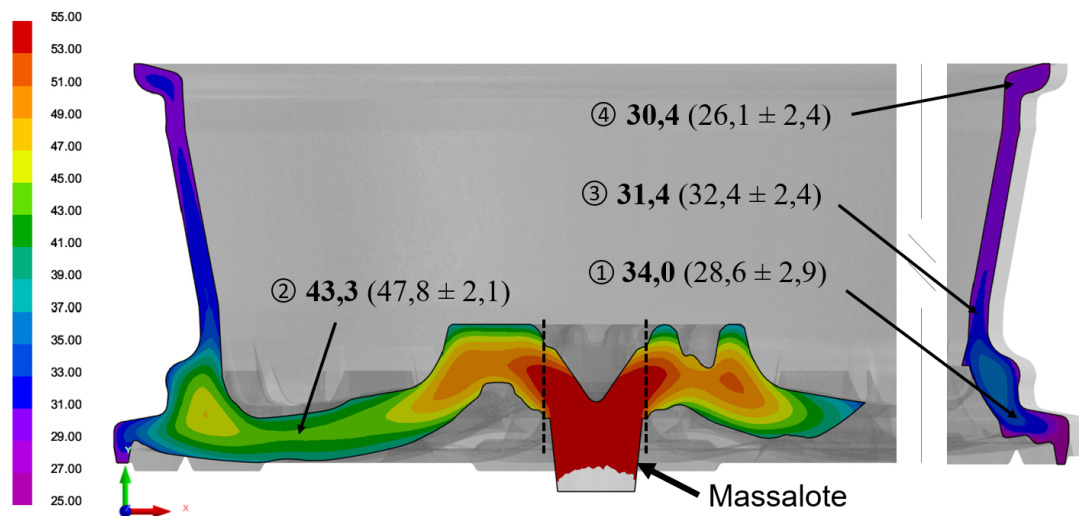
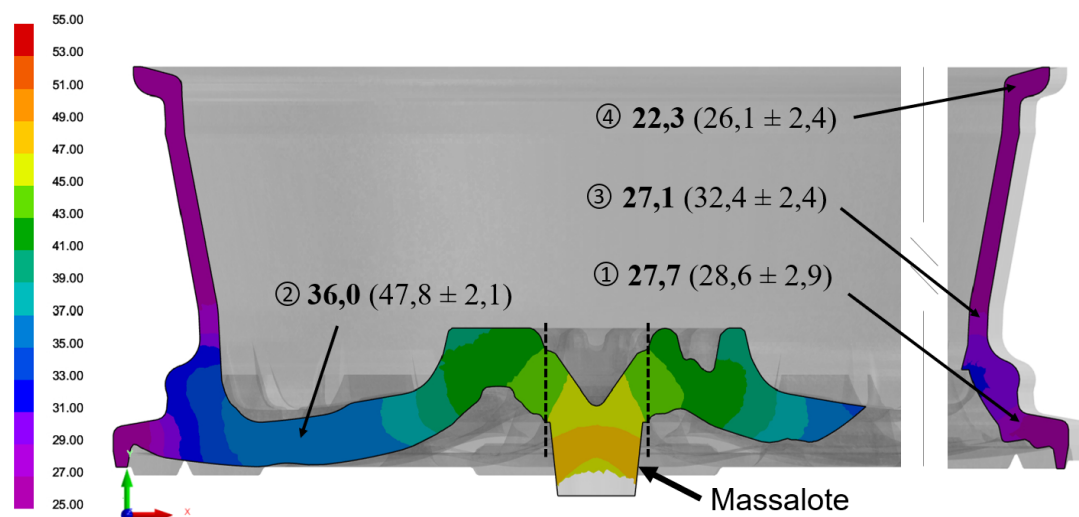
(a) Espaçamento Dendrítico Secundário [μm](b) Espaçamento Dendrítico Secundário [μm]

Figura 4.22: Resultados de simulação do espaçamento dendrítico secundário, λ_2 , simulado para liga de Al A356 com base: (a) função derivada da solidificação direcional inserida no *software* de fundição, e (b) função pré-estabelecida do *software* comercial de simulação de fundição. Os valores experimentais medidos nas 4 regiões da roda estão listados entre parênteses.

Os resultados da simulação de fração de área de micro-rechupe a partir da função pré-estabelecida do *software* [Figura 4.23 (b)] foram bastante diferente daqueles simulados utilizando da equação linear, $f_p = 0,0038(t_{SL}) - 0,0161$ [Figura 4.23 (a)], proveniente dos resultados da Figura 4.14. A região mais espessa do *spoke* mostrou uma distribuição mais uniforme ao longo da parede, variando de 0,06% a 0,08% de fração para a ferramenta modificada (baseada nos expe-

rimentos), enquanto a versão original do *software* resultou em frações menores, variando de 0,01% a 0,03% na mesma região. As regiões mais finas, como a área central do aro, apresentaram valores de 0,05% (ferramenta modificada) e 0,10% (ferramenta original). A fração de micro-rechupe durante a solidificação direcional foi ligeiramente mais alta, embora em um nível global muito baixo.

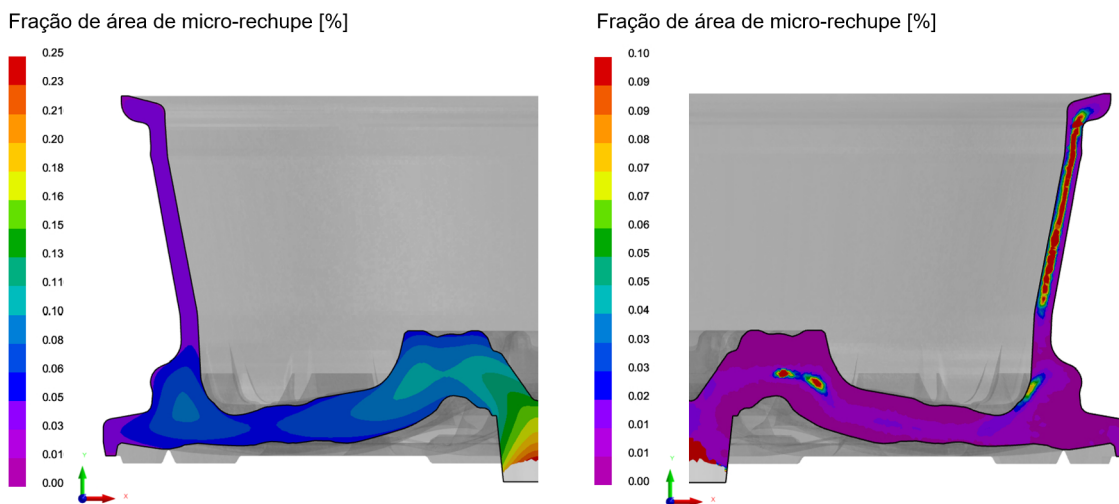


Figura 4.23: Fração de porosidade simulada da roda de Al A356 baseada em: (a) equação de dados experimentais e (b) função de micro-rechupe pré-estabelecida do *software* comercial de fundição.

As simulações de resistência à tração geralmente não estão disponíveis em pacotes de simulação computacional para fundição. No entanto, a presente abordagem desse Mestrado permitiu obter uma visão completa dessas propriedades ao longo da seção da roda. Portanto, os dois modelos derivados de experimentos de SD foram implementados na simulação para as condições de fundição. Valores medidos diretamente de regiões das rodas foram inseridos entre parênteses na Figura 4.24, a qual compara ambos os modelos.

Examinando a Tabela 4.1, foi possível calcular os erros percentuais entre cada modelo e os resultados medidos para σ_y e σ_u . A abordagem do tipo Hall-Petch forneceu valores mais próximos dos medidos, sendo a melhor opção entre os dois modelos.

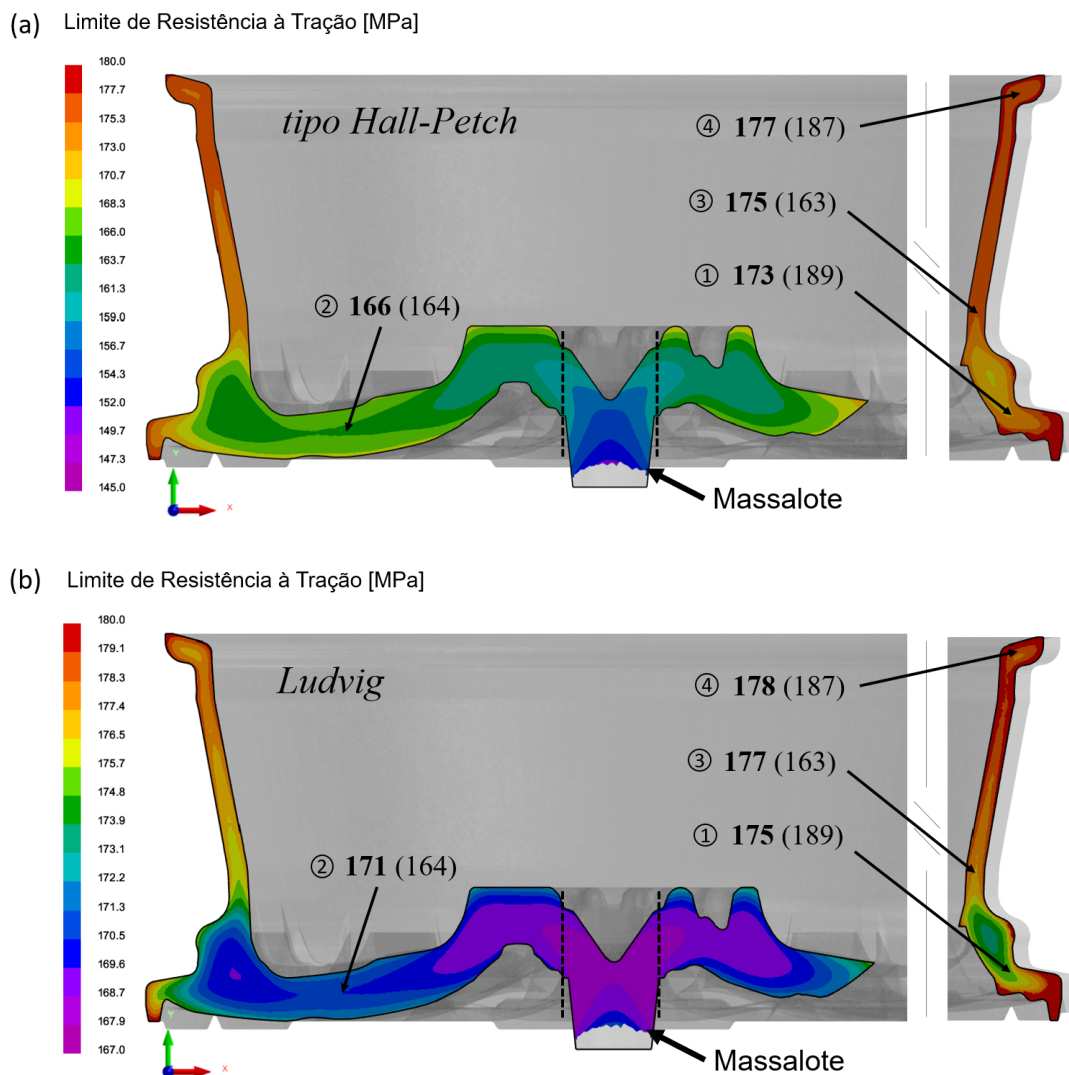


Figura 4.24: Limite de Escoamento, σ_y , resultante das equações (a) tipo Hall-Petch e (b) Ludvig, aplicados à simulação de fundição da roda de Al A356. Os valores experimentais medidos nas regiões da roda estão listados entre parênteses.

Também foram examinados os resultados usando as equações do tipo Hall-Petch associadas às amostras T6 (Tabela 4.2). Nesse caso, apesar de incorporar o aumento de λ_2 após o tratamento T6 usando a equação do tipo Hall-Petch, os valores do modelo ainda subestimam os resultados experimentais nas rodas. Essa discrepância ocorre porque λ_2 sozinho é insuficiente para representar os fatores de endurecimento pós-T6, que envolvem a esferoidização de Si e o tamanho e a morfologia dos precipitados. Incorporar esses fatores em uma equação do tipo Hall-Petch multifatorial é necessário para aprimorar o resultado de validação.

De qualquer forma, o erro de 14,3% para σ_u na condição T6 não é tão alto quando comparado aos resultados recentes nesta área. Kutsal *et al.* [103] alcançaram erros de até 13% usando uma metodologia diferente para prever a resistência de amostras temperadas A356-T6. Este estudo realizou previsões de resistência obtidas por modelagem com base na análise do fator de resfriamento (QFA) e no acoplamento Shercliff-Ashby, cujos resultados simulados foram considerados compatíveis com os valores de resistência obtidos experimentalmente. O maior valor de erro foi encontrado para a região do *spoke*.

Tabela 4.1: Propriedades de tração das amostras da roda A356 *as-cast* comparadas com os resultados de simulação encontrados com as equações do tipo Hall-Petch e de Ludvig.

	Rodas		Tipo Hall-Petch				Modelo de Ludvig			
	σ_y	σ_u	σ_y	erro	σ_u	erro	σ_y	erro	σ_u	erro
	MPa	MPa	MPa	%	MPa	%	MPa	%	MPa	%
1. <i>Spoke</i>	97	164	83	14,7	166	-1,2	82	15,8	197	-20,3
2. Flange ext.	91	189	84	7,7	173	8,5	83	8,8	222	-17,7
3. <i>Drop center</i>	90	163	84	6,8	175	-7,4	83	7,8	231	-41,5
4. Flange int.	93	187	84	9,6	177	5,3	83	10,6	235	-25,4
				8,6		5,6		9,7		22,9

Tabela 4.2: Propriedades de tração das amostras da roda A356-T6 comparadas com os resultados de simulação encontrados com as equações do tipo Hall-Petch.

	Rodas		Tipo Hall-Petch			
	σ_y	σ_u	σ_y	erro	σ_u	erro
	MPa	MPa	MPa	%	MPa	%
1. <i>Spoke</i>	142	223	108	23,7	198	11,2
2. Flange ext.	146	250	110	24,7	203	18,8
3. <i>Drop center</i>	140	224	111	20,9	204	8,9
4. Flange int.	144	248	112	22,2	205	17,5
				23,0		14,3

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos através dos experimentos de solidificação direcional e com rodas fundidas industrialmente, utilizando a liga comercial Al A356 (Al-7%Si-0,3%Mg), seguido de avaliação microestrutural, determinação das propriedades de tração, da porosidade de micro-rechue, e simulações, as seguintes conclusões foram extraídas deste trabalho de Mestrado:

- Amostras da liga A356 solidificadas direcionalmente (SD) foram produzidas utilizando um forno em estado não estacionário e rodas de mesmo material foram fabricadas experimentalmente usando um método de fundição sob baixa pressão. Diversas etapas do processo foram investigadas para as condições de fundição e de envelhecimento artificial.
- Após a fundição, foram observadas fase de Si eutético em forma de placa. A solubilização subsequente e o resfriamento rápido alteraram essa morfologia para uma forma mais esferoidal. O envelhecimento artificial resultou em uma distribuição mais homogênea das fases compondo a estrutura eutética. λ_2 foi medido e caracterizado em amostras tanto na condição fundida quanto T6, e os valores encontrados variaram de 16,8 μm à 49,8 μm e 22,2 μm à 50,8 μm , respectivamente. As medições foram realizadas tanto para SD quanto para rodas experimentais. A microestrutura após T6, conforme indicado pelos valores de λ_2 , variou de 4% a 30%, dependendo da taxa de resfriamento de solidificação.
- A linha de tendência para o tempo local de solidificação vs. λ_2 , com um expoente de 0,6, desviou-se do valor de 0,5 de Grugel. Essa diferença foi atribuída à presença de outros solutos além do Si. A liga A356, sendo uma liga multicomponente, pode ser influenciada pelos solutos presentes, além do Si, em sua cinética de solidificação. Isso destaca a vantagem de criar correlações personalizadas para ligas comerciais específicas, permitindo a identificação precisa de relações aprimoradas que representam o espaçamento dendrítico.

- Todos os parâmetros relacionados à porosidade de micro-rechupe nas amostras *as-cast* da liga A356 mostraram uma correlação próxima da linear com o tempo local de solidificação. O aumento nos tempos de solidificação correspondeu a uma maior fração de micro-rechupe e perímetros de porosidade médios mais altos, acompanhados por uma diminuição na circularidade. Amostras T6, por sua vez, exibiram maior homogeneidade na porosidade de contração, com circularidade maior e diâmetros de Feret menores.
- Os valores do limite de resistência à tração e limite de escoamento aumentaram após a etapa de envelhecimento artificial em ambas as amostras de SD e das rodas. Este comportamento ocorreu devido à formação de precipitados Mg_2Si metaestáveis muito finos, resultantes do tratamento térmico. O aumento foi observado nas regiões do *spoke*, *drop center*, flange externo e flange interno das rodas.
- A simulação usando a equação $\lambda_2 \times t_{SL}$ resultante do experimento de SD mostrou valores muito mais próximos das medições reais. Portanto, empregar equações SD mostrou-se altamente vantajoso para aprimorar simulações computacionais de microestruturas dendríticas em simulação de fundição.
- As equações definidas a partir dos modelos de Hall-Petch e Ludvig apresentaram correlação satisfatória com os dados obtidos experimentalmente para os resultados de limite de escoamento e limite de resistência à tração. O alongamento específico da liga A356 solidificada direcionalmente não teve uma boa concordância com ambos os modelos para λ_2 mais refinados, associados a posições mais próximas à base do lingote.
- As previsões de limite de escoamento e limite de resistência à tração baseadas em equações do tipo HP derivadas de experimentos de SD foram consideradas, em geral, compatíveis com os valores obtidos experimentalmente, com um erro inferior a 9% nas regiões de rodas em condição

as-cast.

- As comparações entre a simulação usando equações do tipo HP e os resultados experimentais para a condição T6 mostraram que as previsões de resistência tiveram uma porcentagem de erro maior. Apesar disso, previsões qualitativas ainda puderam ser realizadas.
- Avaliando tanto os resultados experimentais quanto os resultados da simulação, pode-se inferir que a integração de uma ferramenta comercial de simulação computacional com métodos experimentais de caracterização, como SD, fornece informações valiosas para otimizar previsões na solidificação e resistência de rodas de liga de alumínio A356.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Inserir parcelas de fração de porosidade e de solução sólida nas equações do tipo Hall-Petch da condição *as-cast* para que uma análise multifatorial seja realizada no sentido de melhorar a concordância com os dados de resistência da roda automotiva.
2. Mapear e mensurar poros de gás e de micro-rechupe ao longo do lingote solidificado direcionalmente através de microtomografia de raios-x (3D) e desenvolver equação volumétrica da distribuição de poros para aplicação em simulação de fundição.
3. Realizar solidificação direcional com agitação eletromagnética ou ultrassônica para conseguir estruturas não texturizadas mais próximas do crescimento nas rodas industriais.
4. Inserir fatores de endurecimento pós-T6, que envolvam a esferoidização de Si (tamanho, circularidade), e o tamanho e a morfologia dos precipitados de Mg_2Si no sentido de melhorar a acurácia dos resultados de simulação.
5. Quantificar, através de simulação do tratamento térmico, a aplicação da solubilização, têmpera, envelhecimento, somado dos efeitos do posterior processo de usinagem do sobre-metal seguido da alta temperatura aplicada durante a pintura na fabricação de rodas automotivas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Pulidindi, K., Pandey, H. Automotive Wheel Market Size by Material (Aluminum, Steel, Magnesium, Carbon Fiber). Relatório técnico, Global Marketing Insights Inc., Selbyville, DE, USA, 2019.
- [2] Ballo, F., Frizzi, R., Gobbi, M., Mastinu, G., Previati, G., Sorlini, C. Numerical and experimental study of Radial Impact test of aluminum wheel: towards industry 4.0 virtual process assessment. *Proceedings of the ASME 2017 International Design Engineering Technical Conference and Computers and Information in Engineering Conference (IDETC/CIE 2017)*, v. 3, 2017.
- [3] Duan, J. *Development of a Numerical Optimization methodology for the aluminum alloy wheel casting*. Tese de Doutorado, The University of British Columbia, 2016.
- [4] Deschamps, A., Martin, G., Dendievel, R., Landeghem, H. P. V. Lighter structures for transports: The role of innovation in metallurgy. *Comptes Rendus Physique*, v. 18, n. 7-8, p. 445–452, 2017.
- [5] Zhang, Y., Shan, Y., Liu, X., He, T. An integrated multi-objective topology optimization method for automobile wheels made of lightweight materials. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, v. 64, n. 3, p. 1585–1605, 2021.
- [6] Davis, J. R. *ASM Handbook Volume 2 - Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*, v. 2. ASM International, 1990.
- [7] Tebaldini, M., Petrogalli, C., Donzella, G., Gelfi, M., Vecchia, G. L. A356-T6 wheels influence of casting defects on fatigue design. *Fatigue Fracture of Engineering Materials Structure*, v. 41, n. 8, p. 1784–1793, 2018.
- [8] Bonollo, F., Urban, J., Bonatto, B. D., Botter, M. Gravity and Low Pressure Die Casting of aluminium alloys: A technical and economical benchmark. *La Metallurgia Italiana*, v. 97, n. 6, p. 23–32, 2005.

- [9] Garcia, A. *Solidificação - Fundamentos e aplicações*. Editora Campinas, Campinas, SP, 2 ed., 2011.
- [10] Hosseini, V., Shabestari, S., Gholizadeh, R. Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique. *Materials & Design*, v. 50, p. 7–14, 2013.
- [11] Zhu, M., Jian, Z., Yang, G., Zhou, Y. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys. *Materials and Design*, v. 36, p. 243–249, 2012.
- [12] Dantas, B. S., Garção, W. J. L., de Matos Peixoto, F., Guimarães, N. A., Tomaszewski, I. M. S., Ferreira, A. F. Microstructural patterns, microsegregation, porosity, and mechanical properties of hypoeutectic Al-Fe alloy, and its dependency with solidification thermal parameters. *Materials Research*, v. 25, 2022.
- [13] Silva, C., Barros, A., Rodrigues, A. V., Kakitani, R., Soares, T., Garcia, A., Cheung, N. Microstructural and tensile strength of an Al-Si-Fe-V alloy: Vanadium and solidification thermal parameters as recycling strategies. *Sustainability*, v. 14, n. 21, p. 13859–13859, 2022.
- [14] Ferreira, A. F., de Moura, L. J., Dantas, B. S., Brum, F. J. B., Garção, W. J. L., Sales, R. C. Investigations on metallurgical parameters in hypoeutectic Al-Si alloys under upward directional solidifications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 121, n. 11-12, p. 7359–7382, 2022.
- [15] de Moura, D. A., Gomes, L. F., Siqueira, C. A., Spinelli, J. E. Understanding solidification and wear behaviour of Al-3Cu-Vi alloys. *Materials Science and Technology*, v. 39, n. 6, p. 694–704, 2023.
- [16] Williams, T. J., Beckermann, C. Benchmark Al-Cu solidification experiments in microgravity and on Earth. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 54, n. 2, p. 405–422, 2022.
- [17] Frank, A. G., Dalenogare, L. S., Ayala, N. F. Industry 4.0 technologies:

- Implementation patterns in manufacturing companies. *International Journal of Production Economics*, v. 210, n. 210, p. 15–26, 2019.
- [18] Hermann, M., Pentek, T., Otto, B. Design Principles for Industrie 4.0 scenarios. *2016 49th Hawaii International Conference on System Sciences (HICSS)*, p. 3928–3937, 2016.
- [19] Xu, X., Lu, Y., Vogel-Heuser, B., Wang, L. Industry 4.0 and Industry 5.0 - Inception, conception and perception. *Journal of Manufacturing Systems*, v. 61, p. 530–535, 2021.
- [20] Wang, S., Wan, J., Li, D., Zhang, C. Implementing smart factory of Industrie 4.0: An outlook. *International Journal of Distributed Sensor Networks*, v. 12, n. 1, p. 3159805, 2016.
- [21] Barreto, L., Amaral, A., Pereira, T. Industry 4.0 implications in logistics: an overview. *Procedia Manufacturing*, v. 13, p. 1245–1252, 2017.
- [22] Li, J., Yang, H. A research on development of construction industrialization based on BIM technology under the background of Industry 4.0. *MATEC Web of Conference*, v. 100, p. 02046, 2017.
- [23] Lee, J., Yeo, J., Jang, M., Yoon, J., Kang, D. Mechanical durability and electrical durability of an aluminum-laminated lithium-ion polymer battery pack for a hybrid electric vehicle. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering*, v. 224, n. 6, p. 765–773, 2010.
- [24] Tsai, W., Chu, P., Lee, H. Green activity-based costing production planning and scenario analysis for the aluminum-alloy wheel industry under industry 4.0. *Sustainability*, v. 11, n. 3, p. 756, 2019.
- [25] Elsayed, A., Ravindran, C., Murty, B. Effect of Aluminum-Titanium-Boron based grain refiners on AZ91E magnesium alloy grain size and microstructure. *International Journal of Metalcasting*, v. 5, n. 2, p. 29–41, 2011.
- [26] Sharma, M., Mukhopadhyay, J. Evaluation of forming limit diagram of aluminum alloy 6061-T6 at ambient temperature. *Light Metals 2015*, p. 309–314, 2015.

- [27] Qiu, R., Iwamoto, C., Satonaka, S. Interfacial microstructure and strength of steel/aluminum alloy joints welded by resistance spot welding with cover plate. *Journal of Material and Processing Technology*, v. 209, n. 8, p. 4186–4193, 2009.
- [28] Guzzella, L., Sciarretta, A. *Vehicle Propulsion System*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2013.
- [29] Mastinu, G., Ploechl, M. *Road and Off-Road vehicle system dynamics Handbook*. CRC Press, 2014.
- [30] Uyan, T., Otto, K., Silva, M. S., Vilaça, P., Armakan, E. Industry 4.0 Foundry data management and supervised Machine Learning in Low-Pressure Die Casting quality improvement. *International Journal of Metalcasting*, v. 17, n. 1, p. 414–429, 2022.
- [31] Zhou, D., Kang, Z., Yang, C., Su, X. A novel approach to model and optimize qualities of castings produced by Differential Pressure Casting process. *International Journal of Metalcasting*, v. 16, n. 1, p. 259–277, 2021.
- [32] Jorstad, J., Apelian, D. Pressure assisted processes for high integrity Aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*, v. 2, n. 1, p. 19–39, 2008.
- [33] Binhgam, D., Sitter, R. R., Tang, B. Orthogonal and nearly orthogonal designs for computer experiments. *Biometrika*, v. 96, n. 1, p. 51–65, 2009.
- [34] Wang, T., Huang, J., Fu, H., Yu, K., Yao, S. Influence of process parameters on filling and feeding capacity during High-Pressure Die-Casting process. *Applied Sciences*, v. 12, n. 9, p. 4757–4757, 2022.
- [35] Gao, N., Starink, M. J., Kamp, N., Sincalir, I. Application of uniform design in optimisation of three stage ageing of Al-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, v. 42, n. 12, p. 4398–4405, 2007.
- [36] Tan, Y., Jiao, Y., Li, H., Wang, X. MOEA/D + Uniform Design: A new version of MOEA/D for optimization problems with many objectives. *Computers Operations Research*, v. 40, n. 6, p. 1648–1660, 2013.
- [37] Fang, K.-T., Lin, D. K. J., Winker, P., Zhang, Y. Uniform Design: Theory and

- application. *Technometrics*, v. 42, n. 3, p. 237–237, 2000.
- [38] Yavuz, H., Ertuğrul, O. Numerical analysis of the cooling system performance and effectiveness of aluminum Low-Pressure Die Casting. *International Journal of Metalcasting*, v. 15, n. 1, p. 216–228, 2020.
- [39] Rao, P. P., Kumar, B. S. Predicting the casting defects through simulation. *International Journal of Engineering Technology Science and Research*, v. 4, n. 12, p. 919–926, 2017.
- [40] Kim, Y., Jeong, U.-C. Virtual product development process for reducing noise, vibration and harshness of vehicle based on substructuring and artificial neural network. *Scientific Reports*, v. 12, n. 1, 2022.
- [41] Salehi, V., Wang, S. Using point cloud technology for process simulation in the context of digital factory based on a systems engineering integrated approach. *Proceedings of 21st International Conference on Engineering Design (ICED17)*, v. 3, p. 11–20, 2017.
- [42] Altair Engineering, I. *Practical aspects of structural optimization with Optistruct*. Altair Engineering, Inc, Troy, Michigan, 2021.
- [43] Lange, C., Barthelmäs, P., Rosnitschek, T., Tremmel, S., Rieg, F. Impact of HPC and automated CFD simulation processes on virtual product development - A case study. *Applied Sciences*, v. 11, n. 14, p. 6552, 2021.
- [44] Ermanni, M. G. P. Development of CFRP racing motorcycle rims using a heuristic evolutionary algorithm approach. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, v. 30, n. 1, p. 54–65, 2005.
- [45] Viswanathan, S., Apelian, D., Donahue, R. J., *et al.* *ASM Handbook Volume 15: Casting*, v. 15. ASM International, 2008.
- [46] Ou, J., Wei, C., Cockcroft, S., Maijer, D., Zhu, L., A., L., Li, C., Zhu, Z. Advanced process simulation of Low Pressure Die Cast A356 aluminum automotive wheels: Part I, Process Characterization. *Metals*, v. 10, n. 5, p. 563, 2020.
- [47] Ou, J., Wei, C., Cockcroft, S., Maijer, D., Zhu, L., A., L., Li, C., Zhu, Z. Advanced process simulation of Low Pressure Die Cast A356 aluminum

- automotive wheels: Part II, Modeling methodology and validation. *Metals*, v. 10, n. 11, p. 1418, 2020.
- [48] Zhang, B., Cockcroft, S., Maijer, D., Zhu, J., Phillion, A. Casting defects in Low-Pressure Die-Cast aluminum alloy wheels. *JOM*, v. 57, n. 11, p. 34–43, 2005.
- [49] Alumínio e suas ligas - Classificação das têmperas. Standard, Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), Rio de Janeiro / RJ, 2020.
- [50] Hu, X., Zhao, Y., Wang, W., Zhang, X., Li, R., rong Zhang, B. Effect of pouring and cooling temperatures on microstructures and mechanical properties of as-cast and T6 treated A356 alloy. *China Foundry*, v. 16, n. 6, p. 380–385, 2019.
- [51] Magno, I., de Souza, F., Barros, A., Costa, M., Nascimento, J., Costa, T., Rocha, O. Effect of the T6 heat treatment on microhardness of a directionally solidified aluminum-based 319 alloy. *Materials Research*, v. 20, p. 662–666, 2017.
- [52] Paz, J. F. H. *Heat treatment and precipitation in A356 aluminum alloy*. Tese de Doutorado, McGill University, 2003.
- [53] Sjölander, E., Seifeddine, S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *Journal of Materials and Processing Technology*, v. 210, n. 10, p. 1249–1259, 2010.
- [54] Pio, L. Effect of T6 heat treatment on the mechanical properties of gravity die cast A356 aluminum alloy. *Journal of Applied Sciences*, v. 11, n. 11, p. 2048–2052, 2011.
- [55] Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy castings from all processes. Standard, ASTM International, United States, 2012.
- [56] Pederson, L., Arnberg, L. The effect of Solution heat treatment and Quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32, n. 3, p. 525–532, 2001.
- [57] Mohamed, A., Samuel, F., Kahtani, S. A. Influence of Mg and solution heat

- treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*, v. 543, p. 22–34, 2012.
- [58] Lumley, R. N., O'Donnell, R. G., Gunasegaram, D. R., Givord, M. Heat treatment of High-Pressure Die Castings. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 38, n. 10, p. 5897–2574, 2007.
- [59] Sigworth, G. K., Donahue, R. J. The metallurgy of Aluminum alloys for structural High-Pressure Die Castings. *International Journal of Metalcasting*, v. 15, n. 3, p. 1031–1046, 2020.
- [60] Long, H., Chen, J. H., Liu, C. H., Li, D. Z., Li, Y. Y. The negative effect of solution treatment on the age hardening of A356 alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 566, p. 112–118, 2013.
- [61] Zhang, D., Zheng, L. The quench sensitivity of Cast Al-7 Wt Pct Si-0.4 wt Pct Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, v. 27, n. 12, p. 3983–3991, 1996.
- [62] Staley, J. Quench factor analysis of aluminum alloys. *Materials Science and Technology*, v. 3, p. 923–935, 1987.
- [63] Thompson, D., Subramanya, B., Levy, S. Quench rate effects in Aluminum-Zinc-Magnesium-Copper alloys. *Metallurgical Transactions*, v. 2, p. 1149–1160, 1971.
- [64] Du, Q., Tang, K., Maioara, C. D., Andersen, S. J., Holmedal, B., Holmestad, R. Modeling over-ageing in Al-Mg-Si alloys by a multi-phase CALPHAD-coupled Kampmann-Wagner numerical model. *Acta Materialia*, v. 122, p. 178–186, 2017.
- [65] Wheels - Passenger Car and Light Truck performance requirements and test procedures. Standard, SAE International, United States, 2021.
- [66] Dong, Z., Wang, X., Zhang, X., Lou, W., Huang, Y., Zhong, M. Fatigue life prediction for the steel passenger car wheel in the dynamic cornering fatigue test. *Strength of Materials*, v. 52, n. 2, p. 662–682, 2020.
- [67] Kocabicak, U., Firat, M. Numerical analysis of wheel cornering fatigue tests. *Engineering Failure Analysis*, v. 8, n. 4, p. 339–354, 2001.

- [68] Ballo, F., Previati, G., Mastinu, G., Comolli, F. Impact tests of wheels of road vehicles: A comprehensive method for numerical simulation. *International Journal of Impact Engineering*, v. 146, p. 103719, 2020.
- [69] Wheels - Lateral Impact Test Procedure - Road Vehicles. Standard, SAE International, United States, 2022.
- [70] Wheels - Lateral Impact Test Procedure - Road Vehicles. Standard, International Organization for Standardization, United States, 2022.
- [71] Räder anforderungen und prüfung, arbeitskreis lastenheft. Standard, Arbeitskreis der Firmen: Audi AG, Bayerische Motorenwerke AG, Daimler-Chrysler AG, Porsche AG, Volkswagen AG, Germany, 2006.
- [72] Cerit, M. Numerical simulation of dynamic side impact test for an aluminium alloy wheel. *Scientific Research and Essays*, v. 5, n. 18, p. 2694–2701, 2010.
- [73] Billal, K. M., Vinothkumar, S., Srinivasan, S., Nesarikar, A. Simulation and test correlation of wheel impact test. *SAE Technical Paper Series*, 2011.
- [74] Impact validation procedure for alloy wheels. Standard, Groupe PSA, 2018.
- [75] Fan, P. Examination and simulation of silicon macrosegregation in A356 wheel casting. *Metals*, v. 8, n. 7, p. 503, 2018.
- [76] Khadivinassab, H. *Microsegregation in solidification of A356*. Tese de Doutorado, The University of British Columbia, 2018.
- [77] Kurz, W., Fisher, D. *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications, Lausanne, Switzerland, 3 ed., 1992.
- [78] Battaglioli, S., Robinson, A., McFadden, S. Axisymmetric front tracking model for the investigation of grain structure evolution during directional solidification. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v. 115, p. 592–605, 2017.
- [79] Mooney, R. P., McFadden, S. Order verification of a Bridgman furnace front tracking model in steady state. *Simulation Modelling Practice and Theory*, v. 48, p. 24–34, 2014.
- [80] Bouchard, D., Kirkaldy, J. S. Prediction of dendrite arm spacings in

- unsteady- and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 28, n. 4, p. 651–663, 1997.
- [81] Spinelli, J. E. *Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na solidificação descendente de Ligas Sn-Pb*. Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), 2005.
- [82] Pereira, M. Desenvolvimento e caracterização do cristal cintilador de CsI(Tl) utilizado como detector de radiação. Master thesis, Instituto de Pesquisa Energéticas e Nuclear (IPEN), Universidade de São Paulo (USP), São Paulo, 1997.
- [83] Incropera, F. P. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*. John Wiley & Sons, Inc., 6 ed., 2007.
- [84] Freitas, B. B., Bielefeldt, W. V. Análise da influência da velocidade de lingotamento na transferência de calor durante a solidificação de aços especiais. *ABM Proceedings do 69º Congresso Anual da ABM - Internacional*, 2014.
- [85] Xavier, M. G. C. Ligas Sn-Ni: Efeitos da taxa de resfriamento e da microestrutura nas propriedades mecânicas de tração. Master thesis, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), 2018.
- [86] de Brito, C. C. *Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânica e à corrosão*. Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), 2016.
- [87] Rosa, D. M., Spinelli, J. E., Ferreira, I. L., Garcia, A. Cellular/Dendritic transition and microstructure evolution during Transient Directional Solidification of Pb-Sb alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 39, n. 9, p. 2161–2174, 2008.
- [88] Hunt, J., Lu, S. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: Spacing and structure predictions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27, n. 3, p. 611–623, 1996.

- [89] Reyes, R. A. V. Influência da microestrutura na resistência mecânica de ligas hipereutéticas Al-Si solidificadas direcionalmente. Master thesis, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), 2016.
- [90] Rappaz, M., Boettinger, W. On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients. *Acta Materialia*, v. 47, n. 11, p. 3205–3219, 1999.
- [91] Jamal, Q., Shah, F., Nawaz, A., Bibi, S., Islam, B., Ali, A. Co-relation between mechanical properties and porosity in thick, thin and thinnest sections of stepped casted workpiece using A-356 Aluminum alloy. *Materials Research Express*, v. 8, n. 9, p. 096506, 2021.
- [92] Anderson, K., Weritz, J., Kaufman, J. *ASM Handbook Volume 2A: Aluminum Science and Technology*, v. 2A. ASM International, 2018.
- [93] Peng, J., Tang, X., He, J., Xu, D. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 21, n. 9, p. 1950–1956, 2011.
- [94] Maxon Wheels. *AlSi7Mg Global Specification MX-E-001/G02*, 2020.
- [95] E, D., Black, J., Kohser, R. A. *Materials and Processes: in Manufacturing*. John Wiley & Sons, Inc, 10 ed., 2008.
- [96] Totten, G. E., MacKenzie, D. S. *Handbook of Aluminum - Volume 1: Physical Metallurgy and Processes*, v. 1. Marcel Dekker, Inc, 2003.
- [97] Wang, Q., Caceres, C. Mg effects on the eutectic structure and tensile properties of Al-Si-Mg alloys. *Materials Science Forum*, v. 242, n. 7, p. 157–164, 1998.
- [98] Haskel, T., Verran, G. O., Barbieri, R. Rotating and bending fatigue behavior of A356 aluminum alloy: Effects of strontium addition and T6 heat treatment. *International Journal of Fatigue*, v. 114, p. 1–10, 2018.
- [99] Haskel, T., Verran, G. O., Barbieri, R., da Silva, J., Novak, D. Effects of Strontium addition and T6 heat treatment on uniaxial fatigue of A356 aluminum alloy: Fatigue life and cyclic behavior. *Fatigue Fracture of Engineering Materials*

- Structure*, v. 45, n. 8, p. 2159–2173, 2022.
- [100] Nafisi, S., Ghomashchi, R. Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 174, n. 1, p. 371–383, 2006.
- [101] Lu, L., Dahle, A. Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 36, n. 13, p. 819–835, 2005.
- [102] Tunçay, T., Bayoğlu, S. The effect of Iron content on Microstructure and mechanical properties of A356 cast alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 48, n. 2, p. 794–804, 2017.
- [103] Kutsal, U., Arslan, Y., Ozaydin, O., Akyildiz, Y., Kaya, A. Y., Ertugrul, O. Heat treatment simulation of aluminum alloy wheels and investigation of process steps. *International Journal of Metalcasting*, 2023.
- [104] Quaresma, J. M., Alexandre, C., Garcia, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 31, n. 12, p. 3167–3178, 2000.
- [105] Osório, W. R., Garcia, A. Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions. *Materials Science and Engineering A*, v. 325, n. 1-2, p. 103–111, 2002.
- [106] Osório, W. R., Cheung, N., Spinelli, J. E., Cruz, K. S., Garcia, A. Microstructural modification by laser surface remelting and its effect on the corrosion resistance of an Al–9wt%Si casting alloy. *Applied Surface Science*, v. 254, n. 9, p. 2763–2770, 2008.
- [107] Gerbe, S., Krupp, U., Michels, W. Influence of secondary dendrite arm spacing (SDAS) on the fatigue properties of different conventional automotive aluminum cast alloys. *Frattura ed Integrità Strutturale*, v. 13, n. 48, p. 105–115, 2019.
- [108] Hall, E. The deformation and ageing of mild steel - Discussion of results. *Proceedings of the Physical Society of London Section B*, v. 64, p. 747–

753, 1951.

- [109] Petch, N. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of Iron and Steel Institute*, v. 174, p. 25–28, 1953.
- [110] Ghassemali, E., Riestra, M., Bogdanoff, T., Kumar, B. S., Seifeddine, S. Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: grain size vs secondary dendrite arm spacing. *Procedia Engineering*, v. 207, p. 19–24, 2017.
- [111] Ransenigo, C., M.Tocci, Viscardi, C., Serafini, M., Pola, A. Development of a model for the prediction of mechanical properties of Al-Si-Mg castings. *La Metallurgia Italiana*, v. 113, n. 3, p. 18–23, 2022.
- [112] Grosselle, F., Timelli, G., Bonollo, F. Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Si cast alloys. *La Metallurgia Italiana*, v. 101, n. 6, p. 25–32, 2009.
- [113] Shabani, M., Mazahery, A. A prediction of mechanical properties of cast A356 alloy as a function of microstructure and cooling rate. *Archives of Metallurgy and Materials*, v. 56, n. 3, p. 671–675, 2011.
- [114] Brusethaug, S., Langsrud, Y. Aluminum properties, a model for calculating mechanical properties in AlSiMgFe-foundry alloys. *Metallurgical Science and Technology*, v. 18, p. 3–7, 2000.
- [115] Li, Y., Liu, J., Zhou, H., Huang, W. Study on the distribution characteristics of microstructure and mechanical properties within the cylinder head of Low-Pressure Sand Cast aluminum alloy. *International Journal of Metal-casting*, v. 16, n. 3, p. 1252–1264, 2021.
- [116] Wang, Q. G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/A357. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 34, n. 12, p. 2887–2899, 2003.
- [117] Huang, J., Zhao, H., Chen, Z. Microstructure and properties of A356 alloy wheels fabricated by Low-Pressure Die Casting with Local Squeeze. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 28, n. 4, p. 2137–2146, 2019.
- [118] Andersson, J., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., Sundman, B. Thermo-

- Calc & DICTRA, Computational tools for Materials Science. *Calphad*, v. 26, n. 2, p. 273–312, 2002.
- [119] *ESI's Casting Simulation Suite: ProCAST*. ESI Group, 2017.
- [120] Abdullin, A. New capabilities of the ProCAST 2017 software in simulating casting processes. *Metallurgist*, v. 61, n. 5-6, p. 433–438, 2017.
- [121] Spinelli, J. E., Ferreira, I. L., Garcia, A. Evaluation of heat transfer coefficients during upward and downward transient directional solidification of Al-Si alloys. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, v. 31, n. 3, p. 241–248, 2006.
- [122] Macht, J. P., Maijer, D. M., Phillion, A. B. A combined numerical-experimental approach to quantify the thermal contraction of A356 during solidification. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 48, n. 7, p. 3370–3376, 2017.
- [123] Ilkhchy, A. F., Jabbari, M., Davami, P. Effect of pressure on heat transfer coefficient at the metal/mold interface of A356 aluminum alloy. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, v. 39, n. 5, p. 705–712, 2012.
- [124] Gomes, L. F. *Solidificação, Desenvolvimento microestrutural, propriedades mecânicas, elétricas e de corrosão das ligas Al-Si(-Ag)*. Tese de Doutorado, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), 2021.
- [125] Gündüz, M., Çadirh, E. Directional solidification of aluminium-copper alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 327, n. 2, p. 167–185, 2002.
- [126] de Gouveia, G. L. Análise da microestrutura, parâmetros térmicos e de propriedades mecânicas na solidificação de ligas com alto teor de Cobre Al-(x)%Cu-7%Si. Master thesis, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), 2019.
- [127] Non-destructive testing - Penetrant testing. Standard, International Organization for Standardization, United States, 2021.
- [128] Standard test methods for tension testing of metallic materials. Standard, ASTM Standard, West Conshohocken, PA, 2021.
- [129] Kerlin, T. W., Johnson, M. *Practical Thermocouple Thermometry*. Interna-

- tional Society of Automation (ISA), North Carolina, USA, 2 ed., 2012.
- [130] Bogno, A., Khatibi, P. D., Henein, H., Gandin, C. Quantification of primary dendritic and secondary eutectic nucleation undercoolings in rapidly solidified hypo-eutectic Al-Cu droplets. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 47, n. 9, p. 4606–4615, 2016.
- [131] Bedel, M., Reinhart, G., Bogno, A., Nhuyen-Thi, H., Élodie Boller, Gandin, C., Henein, H. Dendrite growth morphologies in rapidly solidified Al-4.5wt.%Cu droplets. *IOP conference series*, v. 117, p. 012055–012055, 2016.
- [132] Ferreira, A. F., Paradela, K. G., Felipe, P., Júnior, Z. A., Garcia, A. Phase-field simulation of microsegregations and dendritic growth during solidification of hypoeutectic Al-Cu alloys. *Materials Research*, v. 20, n. 2, p. 423–429, 2017.
- [133] Costa, T., Moreira, A., Moutinho, D. J., Dias, M. I., Ferreira, I. M. P. L. V. O., Spinelli, J. E., Rocha, O. L., Garcia, A. Growth direction and Si alloying affecting directionally solidified structures of Al-Cu-Si alloys. *Materials Science and Technology*, v. 31, n. 9, p. 1103–1112, 2015.
- [134] Peres, M. D., Siqueira, C. A., Garcia, A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 381, n. 1-2, p. 168–181, 2004.
- [135] Grugel, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *Journal of Materials Science*, v. 28, n. 3, p. 677–683, 1993.
- [136] Cho, J., Kim, C. The relationship between dendrite arm spacing and cooling rate of Al-Si casting alloys in High Pressure Die Casting. *International Journal of Metalcasting*, v. 8, n. 1, p. 49–55, 2014.
- [137] Lee, P. D., Hunt, J. D. Hydrogen porosity in directional solidified aluminium-copper alloys: in situ observation. *Acta Materialia*, v. 45, n. 10, p. 4155–4169, 1997.

- [138] Nicoletto, G., Konečná, R., Fintova, S. Characterization of microshrinkage casting defects of Al-Si alloys by X-Ray Computed Tomography and metallography. *International Journal of Fatigue*, v. 41, p. 39–46, 2012.
- [139] Bahadur, J., Sen, D., Mazumder, S., Ramanathan, S. Effect of heat treatment on pore structure in nano-crystalline NiO: A small angle neutron scattering study. *Journal of Solid State Chemistry*, v. 181, n. 5, p. 1227–1235, 2008.
- [140] Osório, W. R., Goulart, P. R., Santos, G. A., Neto, C. M., Garcia, A. Effect of Dendritic Arm Spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9 Wt Pct Si and Zn 29 Wt Pct Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 37, n. 8, p. 2525–2538, 2006.
- [141] Schon, A. F., Castro, N. A., Barros, A., Spinelli, J. E., Garcia, A., Cheung, N., Silva, B. L. Multiple linear regression approach to predict tensile properties of Sn-Ag-Cu (SAC) alloys. *Materials Letters*, v. 304, p. 130587–130587, 2021.
- [142] Shivkumar, S., Keller, C., Trazzera, M., Apelian, D. Precipitation hardening in A356 alloys. *Production, Refining, Fabrication and Recycling of Light Metals*, p. 264–278, 1990.