

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CÂMPUS EXPERIMENTAL DE SÃO JOÃO DA BOA VISTA
BACHARELADO EM ENGENHARIA AERONÁUTICA

JÚLIA SILVA BORGES

CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DA LIGA AL-3%MG-1%SI-1%CO

SÃO JOÃO DA BOA VISTA

2025

JÚLIA SILVA BORGES

CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DA LIGA AL-3%MG-1%SI-1%CO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Universidade Estadual Paulista “Júlio de
Mesquita Filho” como requisito para obtenção
de título de Bacharel em Engenharia
Aeronáutica.

Orientador: Prof. Dr. Crystopher Cardoso de
Brito

SÃO JOÃO DA BOA VISTA

2025

B732c

Borges, Júlia Silva

Correlação entre parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co / Júlia Silva Borges. -- São João da Boa Vista, 2025

54 p. : il., tabs., fotos

Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia Aero-náutica) - Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, São João da Boa Vista

Orientador: Crystopher Cardoso de Brito

1. Resistência de materiais. 2. Microestrutura. 3. Ligas de alumínio. 4. Solidificação. 5. Cobalto. I. Título.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE SÃO JOÃO DA BOA VISTA
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA AERONÁUTICA**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DA LIGA AL-3%MG-1%SI-1%CO**

Aluno: Júlia Silva Borges

Orientador: Prof. Dr. Crystopher Cardoso de Brito

Banca Examinadora:

- Crystopher Cardoso de Brito (Orientador)
- Manuel Venceslau Canté (Examinador)
- Henrique Santos Ligeiro (Examinador)

Os formulários de avaliação e a ata da defesa, na qual consta a aprovação do trabalho, devidamente assinados pela banca encontram-se no prontuário eletrônico do aluno.

São João da Boa Vista, 05 de dezembro de 2025

Aos meus pais, Ana Paula e Márcio, e ao meu irmão, Fernando, pelo apoio constante durante o desenvolvimento desse trabalho e por serem meu porto seguro ao longo de toda graduação. À minha família – avós, tios e primos – pelo carinho, incentivo e presença em cada etapa da minha formação.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela força, proteção e por iluminar meus caminhos ao longo desses anos. Sou grata pelas oportunidades concedidas, que me permitiram crescer como ser humano, com ética e sabedoria.

Aos meus pais, Ana Paula e Márcio, pelo amor, carinho e resiliência que sempre me ofereceram. A dedicação de vocês e o empenho em priorizar minha educação foram fundamentais para que eu me mantivesse firme, inclusive nos momentos mais difíceis. Cada conquista desta trajetória também pertence a vocês.

Ao meu irmão, Fernando, por ser uma de minhas maiores motivações. Ser sua irmã mais velha me inspira a ser melhor todos os dias, e saber que posso contar com você em qualquer circunstância sempre me fortaleceu.

Aos meus pets — Chefe, Paçoca, Lola, Negresco, Tobias e Quitito — pela alegria, companhia e paz que trouxeram à minha rotina.

Ao meu orientador, Prof. Crystopher Brito, pela amizade, confiança, orientação e por todas as oportunidades construídas ao longo desta jornada.

À Dra. Talita Vida, pela parceria, apoio e amizade durante o desenvolvimento do projeto.

Ao meu companheiro, André, por todo carinho, paciência e incentivo ao longo da graduação, me motivando e acreditando no meu potencial.

À minha família e aos meus queridos amigos, pelo suporte, incentivo e presença constante ao longo desses anos. Em especial, à equipe da Adelphi, que me proporcionou desafios enriquecedores e grandes conquistas, sempre com leveza, alegria e muita engenharia.

Aos amigos de estágio no CNPEM — Aline, Francini, Maysa, Thássia, Mauricio, Joel, Júnior e Victor — pelo apoio profissional e pessoal, e por tornarem meus dias mais leves e repletos de aprendizado.

À Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, pela oportunidade de formação, e a todo o corpo docente, direção e equipe administrativa pelo suporte ao longo da minha trajetória acadêmica.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Processos nº 138260/2023-0 e nº 407871/2018-7, pelo apoio financeiro por meio das bolsas e pelo financiamento dos equipamentos essenciais à realização deste trabalho.

*“A distância mais curta entre dois pontos pode ser linha reta, mas é nos caminhos curvos
que se encontram as melhores coisas da vida.” (Lygia Fagundes Telles)*

RESUMO

Este trabalho avaliou o efeito da adição de cobalto na microestrutura e na vida em fadiga da liga Al-Mg-Si, atendendo à crescente demanda da indústria aeronáutica por ligas de alumínio com propriedades mecânicas otimizadas e compatíveis com novas tecnologias emergentes, como manufatura aditiva de metais. O estudo teve como objetivo correlacionar a vida em fadiga com a morfologia microestrutural da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co, visando à aplicação industrial em ligas de alumínio fundidas. A metodologia envolveu a produção da liga por solidificação, caracterização microestrutural por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de raios-X por dispersão de energia, e avaliação mecânica por meio de ensaios de tração, de microdureza e de fadiga. A solidificação ocorreu em lingoteira escalonada instrumentada com termopares, permitindo a obtenção de curvas de resfriamento e a determinação de parâmetros térmicos sob diferentes taxas de resfriamento. A análise da evolução microestrutural foi realizada mediante medição dos espaçamentos dendríticos secundários, correlacionando-os com as taxas de resfriamento obtidas durante a fundição. Os resultados indicaram um refinamento da microestrutura com o aumento das taxas de resfriamento e uma segregação do cobalto nas regiões sob solidificação mais lentas. Identificou-se a presença de três principais fases, matriz α -Al, Mg_2Si e Al-Co-Fe, presentes em todas as taxas de resfriamento. Os ensaios de microdureza, tração e fadiga permitiram a avaliação mecânica das ligas com adição de cobalto. Os resultados indicaram que a adição de 1% de cobalto promoveu refinamento microestrutural e aumento de 10% na dureza média, influenciando positivamente a resistência mecânica. Nos ensaios de fadiga, a liga com cobalto apresentou uma tensão de vida infinita superior ao limite de escoamento, atribuída à presença de fases intermetálicas que retardaram a propagação de trincas. Entretanto, a presença de microporosidades comprometeu o desempenho sob fadiga, destacando a importância do controle dos defeitos de solidificação para melhorar as propriedades mecânicas.

Palavras-chave: alloy design; microestrutura; fadiga; ligas de alumínio; cobalto.

ABSTRACT

This work evaluated the effect of cobalt addition on the microstructure and fatigue life of an Al-Mg-Si alloy, addressing the growing demand of the aerospace industry for aluminum alloys with optimized mechanical properties and compatibility with emerging technologies such as metal additive manufacturing. The objective of this study was to correlate fatigue life with the microstructural morphology of the Al-3wt.%Mg-1wt.%Si-1wt.%Co alloy, aiming at its industrial application in cast aluminum alloys. The methodology involved alloy production by solidification, microstructural characterization through optical microscopy, scanning electron microscopy, and energy-dispersive X-ray spectroscopy, as well as mechanical evaluation by tensile, microhardness, and fatigue testing. Solidification was conducted in a stepped mold instrumented with thermocouples, enabling the acquisition of cooling curves and the determination of thermal parameters under different cooling rates. Microstructural evolution was assessed by measuring secondary dendritic arm spacing and correlating it with the cooling rates obtained during casting. The results indicated microstructural refinement with increasing cooling rates and cobalt segregation in regions subjected to slower solidification. Three main phases were identified, α -Al matrix, Mg_2Si , and Al-Co-Fe, all present across the cooling rate conditions. The microhardness, tensile, and fatigue tests enabled mechanical evaluation of the cobalt-containing alloy. The results showed that the addition of 1 wt.% cobalt promoted microstructural refinement and a 10% increase in average hardness, positively influencing mechanical strength. In the fatigue tests, the cobalt-modified alloy exhibited an infinite-life stress amplitude higher than the yield strength, attributed to the presence of intermetallic phases that delayed crack propagation. However, the presence of microporosity compromised fatigue performance, highlighting the importance of controlling solidification defects to improve mechanical properties.

Keywords: alloy design; microstructure; fatigue; aluminum alloys; cobalt.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Fatores de influência da instabilidade da interface S/L.	19
Figura 2 – Diagrama de fase do sistema Al-Mg-Si.	21
Figura 3 – Fratura por fadiga em um eixo traseiro de um automóvel e esquema de observado.	23
Figura 4 – Fluxograma de procedimento experimental.	26
Figura 5 – Lingoteira escalonada de latão.	28
Figura 6 – Molde de latão para corpos de prova de tração e fadiga.	28
Figura 7 – Desenho técnico dimensões corpo de prova de fadiga em milímetros.	31
Figura 8 – Diagrama de fases da liga Al-3%Mg-1%Si.	33
Figura 9 – Caminho de solidificação da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co.	34
Figura 10 – Curvas de resfriamento de cada seção do molde.	34
Figura 11 – Taxas de resfriamento (T) por posição dos termopares.	35
Figura 12 – Micrografia total da amostra d ₁	36
Figura 13 – Micrografia total amostra d ₂	37
Figura 14 – Micrografia total amostra d ₃	37
Figura 15 – Micrografia da extremidade ao centro da amostra d ₄	38
Figura 16 – Micrografia da amostra d ₁	39
Figura 17 – Micrografias da amostra d ₂	39
Figura 18 – Micrografia da amostra d ₃	39
Figura 19 – Micrografia da amostra d ₄	40
Figura 20 – Análises de MEV e EDS da amostra d ₁	41
Figura 21 – Análise de MEV e EDS da amostra d ₂	42
Figura 22 – Análise de MEV e EDS da amostra d ₃	43
Figura 23 – Micrografia MEV (BSE) liga Al-3%Mg-1%Si.	44
Figura 24 – Micrografias MEV (BSE) liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co.	44
Figura 25 – Variação experimental do espaçamento dendrítico secundário como função da taxa de resfriamento.	44
Figura 26 – Curvas tensão vs deformação ensaio experimental de tração.	46
Figura 27 – Gráfico S-N para amostra Al-3%Mg-1%Si-1%Co.	48
Figura 28 – Fractografia dos corpos de prova de fadiga.	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Níveis de tensão aplicados no ensaio de fadiga.	32
Tabela 2 – Correlação entre taxa de resfriamento, diâmetro e posição das amostras.....	35
Tabela 3 – Relação de amostra, espaçamento dendrítico secundário e porosidade média.	38
Tabela 4 – Resultado experimental de microdureza Vickers para cada região do termopar. ...	45
Tabela 5 – Dureza média da liga com composição sem e com adição de 1wt.% de Co.	46

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

T6	Condição de envelhecimento artificial (tratamento térmico)
AM	Manufatura aditiva (<i>Additive Manufacturing</i>)
AA	<i>Aluminium Association</i> (designação de ligas de alumínio pela associação de alumínio)
IMCs	Composto intermetálico (<i>Intermetallic Compounds</i>)
S–N	Curva tensão $\times$ número de ciclos (<i>Stress x Number of cycles</i>)
MEV/SEM	Microscopia Eletrônica de Varredura (<i>Scanning Electron Microscope</i>)
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
FIB	Feixe de Íons Focalizado (<i>Focused Ion Beam</i>)
CP	Corpo de prova
ASTM	American Society for Testing and Materials
SE	Elétrons Secundário (<i>Secondary Electrons</i>)
BSE	Elétrons Retroespalhados (<i>Backscattered Electrons</i>)
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados (<i>Electron Backscatter Diffraction</i>)
DRX	Difração de raios-X
TEM	Microscopia eletrônica de transmissão (<i>Transmission Electron Microscopy</i>)
EIS	Espectroscopia de impedância eletroquímica (<i>Electrochemical Impedance Spectroscopy</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

Al-Mg-Si	Liga de alumínio-magnésio-silício
Mg	Magnésio
Si	Silício
h_i	Coeficiente de transferência de calor metal/molde
V_L	Velocidade de evolução da isoterma <i>liquidus</i>
G_L	Gradiente de temperatura
$\dot{T}$	Taxa de resfriamento
t_{SL}	Tempo local de solidificação
Co	Cobalto
Sc	Escândio
Zr	Zircônio
β	Fase intermetálica beta (Mg_2Si)
Mg_2Si	Silicato de magnésio (precipitado endurecedor)
α -Al	Matriz rica em alumínio (<i>fase alfa</i>)
Al_8Mg_5	Intermetálico alumínio-magnésio
β'	Precipitado metaestável beta linha (fase endurecedora)
β''	Precipitado metaestável beta duplo linha (fase endurecedora)
Fe	Ferro
σ_e	Tensão limite de escoamento
σ_a	Amplitude de tensão
$\Delta\sigma$	Intervalo de tensão
σ_m	Tensão média
R	Razão de tensão (ou de carga)
A	Razão de amplitude
N_f	Número de ciclos até a falha
σ_f	Coeficiente de resistência à fadiga

B	Expoente da curva S–N (<i>fatigue strength exponent</i>)
b	Expoente de resistência à fadiga (<i>fatigue exponent</i>)
σ_u	Limite de resistência à tração máxima
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário (<i>secondary dendritic arm spacing</i>)
L	Comprimento total da reta medido em micrometros
n	Número de braços dendríticos interceptados pela reta

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
1.1. Justificativa	17
1.2. Objetivo	17
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1. Solidificação em ligas de alumínio	18
2.2. Ligas Al-Mg-Si	20
2.3. Fadiga e mecânica da fratura em metais.....	21
2.4. Fadiga em ligas de alumínio fundidas	24
2.5. Efeito da adição de cobalto na microestrutura	25
3. MATERIAIS E MÉTODOS	26
3.1. Planejamento experimental	26
3.2. Simulação dos diagramas de fase	27
3.3. Elaboração da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co por fundição.....	27
3.4. Curvas de resfriamento do processo de solidificação	29
3.5. Determinação dos parâmetros térmicos da liga.....	29
3.6. Preparação metalográfica	29
3.7. Caracterização Microestrutural.....	30
3.8. Determinação da lei experimental dos espaçamentos dendríticos	31
3.9. Ensaio de microdureza	31
3.10. Usinagem dos corpos de prova de ensaio de tração e de fadiga	31
3.11. Ensaio mecânico de tração, fadiga axial e análises de fractografia	32
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
4.1. Diagrama de fase e determinação da composição	33
4.2. Parâmetros térmicos.....	34
4.3. Caracterização Microestrutural.....	36

4.4.	Lei do crescimento experimental.....	44
4.5.	Caracterização Mecânica.....	45
5.	CONCLUSÃO.....	50
5.1.	Sugestões de trabalhos futuros	51
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....		52

1. INTRODUÇÃO

Na indústria aeronáutica, a escolha de materiais impacta significativamente nos custos de operação e manutenção, sendo o peso das aeronaves um dos fatores determinantes. O uso de materiais com propriedades mecânicas otimizadas possibilita o aumento da eficiência do consumo de combustível, o aumento da carga paga e do alcance das aeronaves. Além disso, também afeta o ciclo de vida de determinados componentes e estruturas aeronáuticas, o que pode contribuir para redução de custos de manutenção. A escolha do material depende do tipo de componente, devido às condições específicas de tensão, limites geométricos, ambiente, produção e manutenção. Portanto, tanto o setor de produção de materiais quanto projetistas de aeronaves devem estar alinhados para encontrar em equilíbrio entre redução de peso e propriedades como a tolerância a danos, a fadiga e a resistência à corrosão (Gloria et al., 2019).

Por cerca de 80 anos, as ligas de alumínio foram um dos principais materiais utilizados em componentes estruturais devido ao seu comportamento mecânico bem conhecido, facilidade de projeto, de processos de fabricação e técnicas de inspeção bem consolidadas. Atualmente, os materiais compósitos são preferivelmente utilizados em estruturas de asas e fuselagens, dado a sua resistência mecânica específica, resistência a fadiga e resistência a corrosão superior à dos metais. Contudo, seus altos custos de certificação e produção, resistência relativamente baixa ao impacto e comportamento mecânico complexo devido à mudança nas condições ambientais ainda são um desafio na aviação (Dursun; Soutis, 2014). Nesse contexto, as ligas de alumínio representam parcela importante dos materiais utilizados na indústria aeronáutica, tanto para componentes estruturais, como também não estruturais.

A fratura por fadiga é uma das principais causas de falha em componentes estruturais de ligas de alumínio durante o serviço. Defeitos, especialmente os que geram concentração de tensões, podem iniciar trincas de fadiga e levar à fratura. Estudos indicam que defeitos de fundição superficiais têm maior impacto no desempenho à fadiga do que os defeitos internos. Além disso, a baixa velocidade de propagação de trincas causada por defeitos internos, especialmente em ambientes de vácuo, contribui para uma redução mais lenta da vida útil à fadiga (Liu et al., 2022)

As ligas da série 6xxx e 3xx.x são ligas Al-Mg-Si com o magnésio (Mg) e o silício (Si) sendo os principais elementos de liga, e compõem um importante grupo de ligas que podem ser tratadas termicamente. Essas ligas geralmente são tratadas termicamente por envelhecimento T6 para desenvolver as propriedades mecânicas desejadas, por meio da precipitação de

partículas intermetálicas. As ligas de Al-Mg-Si oferecem uma boa combinação de conformabilidade, resistência à corrosão, soldabilidade e propriedades mecânicas, sendo muito utilizadas no setor comercial como produtos extrusados (Azzam; Menzemer; Srivatsan, 2010). Além disso, outros processos de fabricação têm sido explorados para esse grupo de ligas, em especial a manufatura aditiva (AM), que permite aumentar a liberdade de projeto ao se livrar das restrições da manufatura convencionalmente subtrativa, trouxe tremendas oportunidades para a fabricação de componentes metálicos net-net-shape.

Em processos de manufatura que envolvem solidificação, a morfologia da microestrutura resultante afeta significativamente as propriedades mecânicas dos materiais. Os parâmetros térmicos de solidificação envolvem o planejamento do processo de fundição, por exemplo: o coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i), a velocidade de evolução da isoterma liquidus (V_L), os gradientes de temperatura (G_L), taxas de resfriamento ($\dot{T}$), e tempo local de solidificação (t_{SL}) (Brito, 2016). Esses parâmetros são fundamentais na determinação das características macro e microestruturais finais.

As propriedades mecânicas, químicas e elétricas de ligas metálicas estão diretamente relacionadas ao arranjo microestrutural, sendo este essencialmente dependente do processamento e da composição utilizados. Propriedades dos materiais como tenacidade à fratura, limite de escoamento e limite de resistência podem ser previstas em vistas do conhecimento da estrutura, morfologia e tamanho dos constituintes microestruturais além da quantidade, relações de orientação e distribuição de fases dos mesmos e dos defeitos cristalinos.

A presença de outras partículas intermetálicas, como cobalto (Co), escândio (Sc) e zircônio (Zr), pode refinar a microestrutura, aumentar as propriedades mecânicas e reduzir a suscetibilidade à corrosão intergranular ao inibir o crescimento de precipitados nocivos. Ao controlar o tamanho e a distribuição dos precipitados intermetálicos na liga, assim como o refinamento da estrutura dos grãos, as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão podem ser significativamente melhoradas (Deng et al., 2023).

A adição de cobalto pode melhorar as características de resistência à corrosão e à fluência. Além disso, ligas solidificadas rápidas do sistema Al-Co demonstraram uma tendência para a formação de fases quase-cristalinas (Silva et al., 2020). As fases de Al_9Co_2 que surgem da adição do cobalto em ligas de alumínio refinam a microestrutura promovendo uma distribuição mais uniforme de partículas intermetálicas, o que ajuda a reduzir a formação de concentrações de tensões que podem levar à iniciação e propagação de trincas. Portanto, o cobalto atua como um estabilizador do tamanho de grão, auxiliando na preservação de grãos mais finos.

1. 1. Justificativa

Na indústria aeronáutica, as regulamentações acerca dos materiais, processos de fabricação e design escolhidos requerem uma série de certificações, testes e dados históricos. Embora a demanda do uso de compósitos, dado a suas propriedades vantajosas, tenha crescido nas últimas décadas, o uso de ligas metálicas, especialmente as ligas de alumínio, ainda são uma importante opção de materiais na indústria. Considerando os estudos e avanços na manufatura aditiva, ligas de alumínio da série 6000 possuem uma vantagem estratégica em aplicações estruturais. O estudo e a consolidação das características mecânicas e dos métodos de produção permitem garantir as propriedades desejadas na indústria, tais como: elevada resistência mecânica, baixa densidade, elevada resistência à fadiga e danos e elevada resistência contra corrosão, ainda mantendo os custos de produção economicamente viáveis. Portanto, o desenvolvimento contínuo de ligas de alumínio com composições estratégicas, especialmente ligas Al-Mg-Si, torna-se necessário, que em conjunto com os parâmetros de solidificação, parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas as quais podem revelar um potencial para aplicações aeroespaciais.

1. 2. Objetivo

Considerando a literatura ainda escassa quanto a estudos sobre adição de cobalto em ligas de alumínio, especialmente em ligas Al-Mg-Si, **o presente trabalho tem por objetivo principal correlacionar a vida em fadiga e aspectos mecânicos com a morfologia microestrutural da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co, comparando-a com a liga Al-3%Mg-1%Si, com vistas a permitir uma melhor pré-programação para aplicação na indústria aeroespacial.**

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Solidificação em ligas de alumínio

O alumínio é um metal extremamente estratégico para a indústria mundial, pois é utilizado em uma série de tecnologias como veículos elétricos, painéis solares, estruturas aerospaciais, setor de defesa, médico e entre outros (Bernd Schäfer, 2023). O alumínio (Al) é um metal que possui baixa densidade ($2,70 \text{ g/cm}^3$) e excelentes propriedades de resistência a corrosão, o que o torna atrativo para aplicações industriais, porém possui baixa resistência mecânica. A adição de elementos de liga, como cobre (Cu), magnésio (Mg), manganês (Mn), silício (Si) e zinco (Zn), confere melhor resistência mecânica através de mecanismos de endurecimento na microestrutura ligas de alumínio (Totten; MacKenzie, 1987).

As ligas de alumínio na condição solidificada são amplamente utilizadas na indústria, especialmente com o surgimento de novas tecnologias como manufatura aditiva e uso de compósitos de matriz de alumínio reforçados com fibras de grafite (Chandroth et al., 2025). Tais aplicações visam à melhoria das propriedades mecânicas por meio da combinação de otimização da composição química (*alloy design*) e controle da microestrutura final do soluto solidificado. A microestrutura final compõe um conjunto de fatores como tamanho de grão, espaçamentos dendríticos ou celulares, heterogeneidades de composição química e porosidade formada (Brito, 2016; Cante, 2009; Goulart, 2010).

Durante a fundição, a temperatura de vazamento do metal líquido e a intensidade das correntes convectivas durante o preenchimento do molde são variáveis determinantes para a microestrutura final, pois o molde atua como o principal meio de extração de calor, influenciando diretamente a taxa de resfriamento durante a solidificação. As condições termodinâmicas e a composição da liga determinam a rejeição de soluto à frente da interface sólido/líquido, afetando a morfologia de crescimento e a microestrutura resultante. A transformação líquido/sólido, acompanhada pela liberação de calor latente, envolve a análise da distribuição de temperaturas e da cinética da solidificação, com modos de extração de calor como condução térmica, transferência newtoniana, convecção e radiação térmica (Brito, 2016; Kurz; Fisher, 1984).

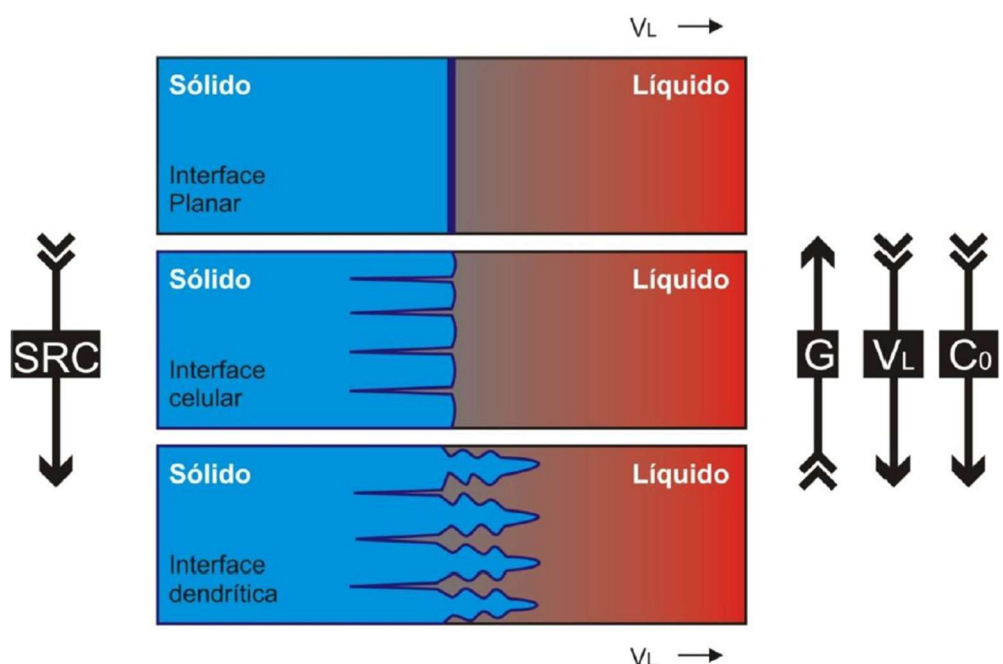
A relação da resistência à passagem de calor entre o metal e o molde estabelecido através de coeficiente de transferência de calor (h_i ou h_g), com base na caracterização desses durante o processo de solidificação, é possível calcular as velocidades de movimento das isotermais

liquidus e *solidus*, do gradiente térmico e da velocidade de resfriamento durante o processo de solidificação. Isso pode ser realizado com base na análise matemática do processo de solidificação, utilizando modelos teóricos, dos quais podemos determinar seguintes os parâmetros de solidificação: coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i), velocidade de evolução da isoterma *liquidus* (V_L), gradientes de temperatura (G_L), taxas de resfriamento ($\dot{T}$), e tempo local de solidificação (t_{SL}) (Cheung, 2003; Garcia, 2007).

A microestrutura bruta formada pode assumir uma morfologia plana, celular ou dendrítica, dependendo dos parâmetros de solidificação utilizados. A segregação de soluto à frente da interface sólido/líquido (S/L) provoca redistribuição não uniforme de soluto, o que causa instabilidade e defeitos de nucleação, efeito conhecido como região super-resfriamento constitucional (SRC) (Brito, 2016).

Para baixas velocidades de crescimento, a interface S/L assume uma morfologia planar e, à medida que a velocidade de crescimento aumenta até ultrapassar uma velocidade crítica, a interface forma ramificações que crescem, evoluindo para uma morfologia denominada dendrítica. Nas regiões adjacentes a essas ramificações dendríticas, há uma rejeição de soluto, no qual há elevadas concentrações de soluto. A Figura 1 ilustra como diferentes parâmetros de solidificação, como gradiente térmico à frente da interface (G), velocidade da interface (V_L), concentração de soluto (C_0) e super-resfriamento constitucional (SRC), afetam a microestrutura final da liga solidificada (Brito, 2016)

Figura 1 – Fatores de influência da instabilidade da interface S/L.



Fonte: (Brito, 2016)

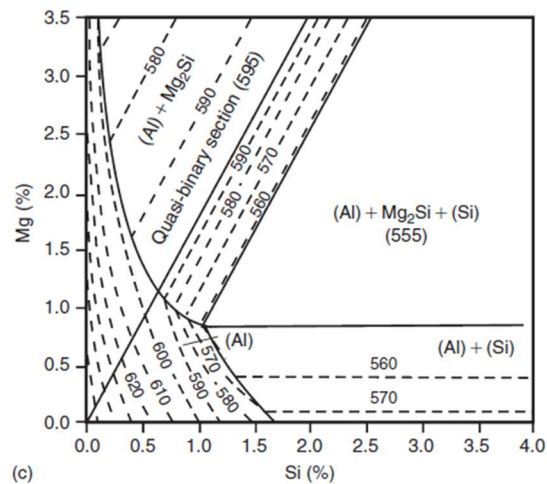
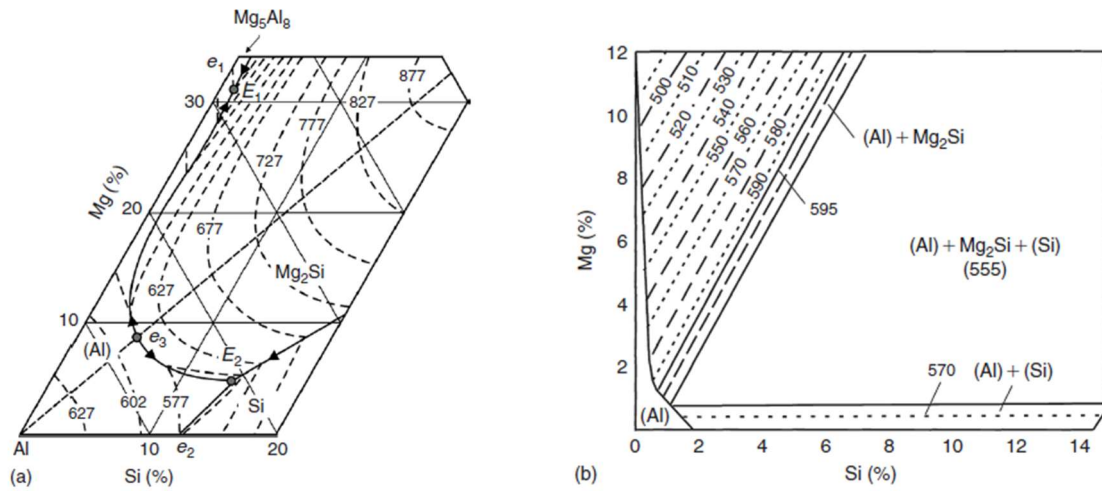
2.2. Ligas Al-Mg-Si

As ligas Al-Mg-Si são base para as séries 6xxx e 3xx.x, muito utilizadas em aplicações automotivas, aeroespacial e estruturais devido a sua boa combinação entre leveza, resistência mecânica, resistência à corrosão e boa fundibilidade. As ligas fundidas exibem tensão de escoamento (σ_e) na faixa de 120 a 190 MPa e alongamento entre 2 e 8%, alguns exemplos importantes são as ligas comerciais AA 356.0, AA 357.0 e AA 360.0 (Cai et al., 2020; Li et al., 2014; Liu; Kang; Kim, 1999).

A fase intermetálica β , com composição Mg_2Si , é um dos principais precipitados intermetálicos responsáveis pelo aumento de resistência mecânica. A razão Mg:Si de 1,73 é um ponto de divisão entre os diagramas eutético simples de Al-Mg- Mg_2Si e Al-Si- Mg_2Si . A Figura 2 representa o diagrama de fase desse sistema, no qual a matriz α -Al (rica em alumínio) está em equilíbrio com as fases Mg_2Si , Al_8Mg_5 e Si (Raghavan, 2007). A solubilidade de Mg_2Si no alumínio diminui na presença de excesso de Si e é significativamente reduzida quando há excesso de Mg em relação à proporção estequiométrica de Mg:Si. A fase β possui estrutura cúbica de face centrada, com parâmetro de rede entre 0,635 e 0,640 nm, temperatura de fusão de 1087°C, densidade de 1,88 g/cm³ e dureza Vickers de 456 HV. A Figura 2 representa o diagrama de fase desse sistema, no qual a matriz α -Al (rica em alumínio) está em equilíbrio com as fases Mg_2Si , Al_8Mg_5 e Si. As fases metaestáveis β' e β'' de Mg_2Si atuam como importantes agentes de reforço em ligas de alumínio tratáveis termicamente (Zolotarevsky; Belov; Glazoff, 2007).

A microestrutura das ligas fundidas Al-Mg-Si é composta essencialmente pela matriz α -Al, a fase Mg_2Si como composição eutética e outras fases intermetálicas (IMCs), como $Al_8(Fe,Mn)_2Si$, dependendo da composição da liga e a presença de impurezas como ferro (Fe). A formação de intermetálicos depende diretamente da taxa de resfriamento, da temperatura de vazamento e da nucleação (Edwards et al., 1998; Ji et al., 2013; Kumar; Grant; O'Reilly, 2012; Mohammed et al., 2019).

Figura 2 – Diagrama de fase do sistema Al-Mg-Si.



Fonte: (Zolotarevsky; Belov; Glazoff, 2007)

2.3. Fadiga e mecânica da fratura em metais

Os componentes de estruturas, veículos e máquinas estão frequentemente sujeitos a cargas repetidas, resultando em tensões cíclicas que podem gerar danos físicos microscópicos nos materiais, mesmo em tensões abaixo do limite de escoamento (σ_e) do material. O acúmulo desses danos microscópicos leva à formação de uma trinca macroscópica, que cresce e pode levar à falha do componente. A fadiga consiste na geração de dano e falha devido à aplicação de cargas cíclicas (Dowling, 2007; Zhang et al., 2020).

A definição de uma carga cíclica envolve a aplicação de níveis de tensão máximos e

mínimos, com uma amplitude de tensão (σ_a) constante. A relação para o intervalo de tensão ($\Delta\sigma$), amplitude de tensão (σ_a) e tensão média (σ_m) são dadas, respectivamente, pelas Equações (1), (2) e (3). A razão de tensão (R) e a razão de amplitude (A) também são utilizadas para descrever as cargas cíclicas aplicadas, dadas pelas Equações (1)(4) e (5), respectivamente.

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (1)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (5)$$

O método *stress-life* utiliza as curvas S-N (tensão vs número de ciclos até a falha), traçadas através de resultados experimentais com razão de tensão constante (R) e variando os níveis de tensão aplicados. O número de ciclos até a falha (N_f) varia significativamente com os níveis de tensão e pode atingir intervalos com elevadas ordens de magnitude, portanto, o número de ciclos é avaliado em escala logarítmica. A tensão aplicada também pode ser utilizada em escala logarítmica, a Equação (6) aproxima os dados experimentais S-N a uma linha reta em um gráfico log-log (Dowling, 2007). O coeficiente de resistência a fadiga (σ_f) pode ser obtido através do coeficiente A e expoente B.

$$\sigma_a = A (N_f)^B = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (6)$$

O processo de falha na fadiga é caracterizado pelas etapas de iniciação de trinca em algum defeito superficial, com elevada concentração de tensão. Seguido pela propagação da trinca à medida que o componente é tensionado ciclicamente, e por fim, a falha final, na qual a trinca atinge um tamanho crítico e a tensão concentrada é muito elevada. A nucleação da trinca geralmente ocorre em regiões com defeitos superficiais, cantos vivos e roscas (Callister, 2007).

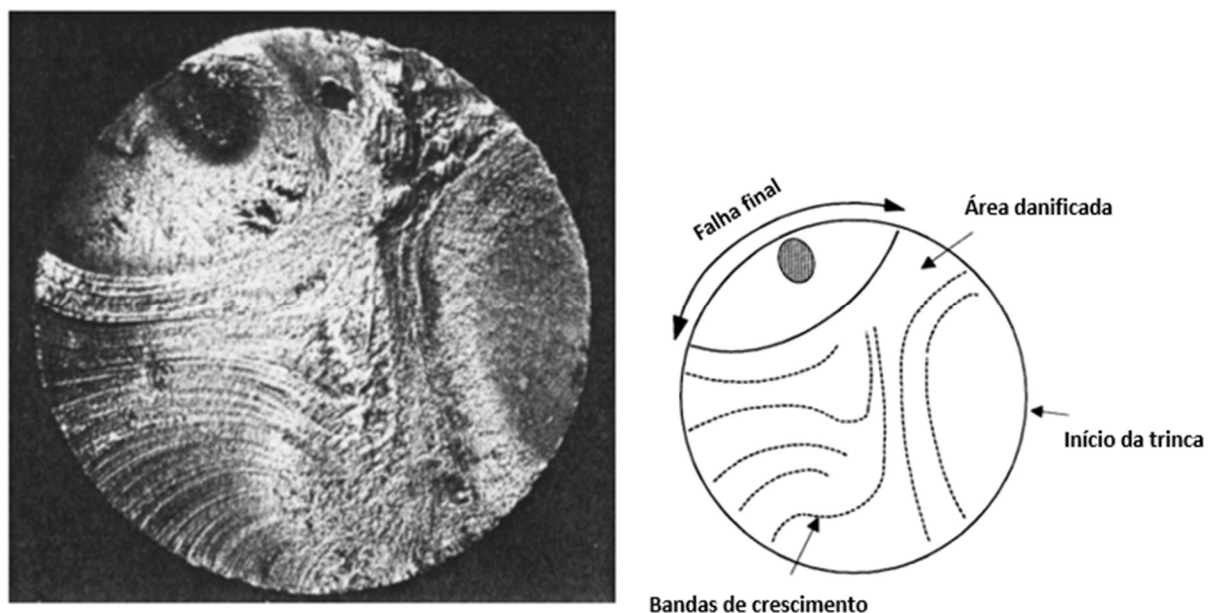
Em escala microscópica, os defeitos cristalinos em metais e não-homogeneidades na microestrutura provocam uma distribuição não uniforme de tensões. Em regiões nas quais essas tensões locais estão acima da tensão de escoamento do material, ocorrem deformações plásticas e são pontos de nucleação de trinca. Nas ligas de alumínio, a nucleação de trincas pode ocorrer em inclusões intermetálicas

Em materiais dúcteis, a iniciação de trinca ocorre predominantemente na superfície e

em condições que favorecem o escorregamento cíclico dos planos cristalográficos. Os grãos que possuem orientações desfavoráveis em relação à direção de tensão aplicada desenvolvem planos de escorregamento, caracterizados por deformação plástica localizada. Esses planos aumentam à medida que o material é submetido a carregamentos cíclicos, tornando-se severos e formando microtrincas intergranulares. A coalescência dessas microtrincas resulta em uma trinca maior que se propaga até a falha, ou fratura do componente (Schijve, 2009). Por outro lado, em materiais frágeis, ocorre por clivagem, que consiste na propagação da trinca através de uma ruptura sucessiva e repetida de ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos. Nesse tipo de fratura, chamada de transgranular, as trincas se propagam através dos grãos. Algumas ligas metálicas também apresentam mecanismos de fratura intergranular, caracterizada pela propagação das trincas ao longo dos contornos de grão, frequentemente associada à fragilização desses limites por segregações, precipitados ou oxidação localizada (Callister, 2007; Feng et al., 2017; Jiang; Kang; Kim, 1997).

Em escala macroscópica, como na Figura 3, é possível identificar regiões relativamente lisas próximas ao ponto de origem da trinca, que corresponde ao estágio de propagação estável da trinca. A superfície pode se tornar mais rugosa à medida que a trinca cresce e se propaga, observando-se marcas concêntricas, conhecidas como *beach marks* (Dowling, 2007). A região da falha final pode apresentar uma deformação plástica, dependendo da ductilidade do material, e pode apresentar uma microestrutura grosseira.

Figura 3 – Fratura por fadiga em um eixo traseiro de um automóvel e esquema de observado.



Fonte: Adaptado de (Schijve, 2009).

2.4. Fadiga em ligas de alumínio fundidas

O uso de ligas de alumínio fundidas na indústria aeronáutica é amplamente adotado em motores e sistemas de controle de voo. No final da década de 1960, foi utilizada a liga fundida A357-T6 no suporte da asa (*wing pylon*) do caça norte-americano F-5 Northrop, devido a seus desafios dimensionais, complexidade, uniformidade de propriedades mecânicas e quantidade de produção. Anos depois, pesquisas realizadas pelas empresas Boeing e Northrop resultaram num refinamento da liga, registrada como D357, que foi aplicada no duto de ar de entrada do caça F-16 (ASM International, 2014). Atualmente, os avanços nas tecnologias de fundição e o desenvolvimento de novos processos e fabricação, como manufatura aditiva, conferem às ligas de alumínio solidificadas um grande potencial econômico para redução de peso e custos em aplicações estruturais primárias.

As propriedades de alumínio fundido dependem do efeito de várias descontinuidades na microestrutura do material, dentre elas podemos destacar inclusões de óxidos, porosidades de gás e micro contração. Alguns defeitos, como escória e porosidades de gás, estão associados à redução da vida em fadiga e ao crescimento de trinca em fadiga. A presença dos próprios óxidos atua como nucleador de poros de gases.

As ligas de Al-Si-Mg fundidas (família de ligas fundidas A3xx.x) são um sistema de duas fases, no qual o Mg é responsável pelo endurecimento por envelhecimento por precipitação da fase Mg_2Si , enquanto o Si está presente tanto nos precipitados intermetálicos (IMCs), quanto no eutético interdendrítica (ASM International, 2014). Os parâmetros microestruturais mais relevantes para o desempenho em fadiga são: espaçamento dendrítico, tamanho de distribuição dos IMCs e inclusões. Esses parâmetros estão profundamente associados aos parâmetros de solidificação, como taxa de resfriamento, e aos tratamentos térmicos aplicados, como solubilização e têmperas.

Estudos realizados com uma liga de alumínio A356.0 evidenciam que a porosidade é o defeito mais prejudicial à resistência à fadiga, uma vez que atua como concentrador de tensões e favorece a nucleação precoce de trincas. Além disso, o tamanho da trinca inicial é geralmente da mesma ordem de grandeza do defeito que a originou. Por outro lado, em ligas com baixa porosidade, outros mecanismos tornam-se predominantes na iniciação de trincas, como a presença de películas de óxidos, bandas de escorregamento persistentes e partículas eutéticas ou intermetálicas frágeis (Wang; Apelian; Lados, 2001)

2.5. Efeito da adição de cobalto na microestrutura

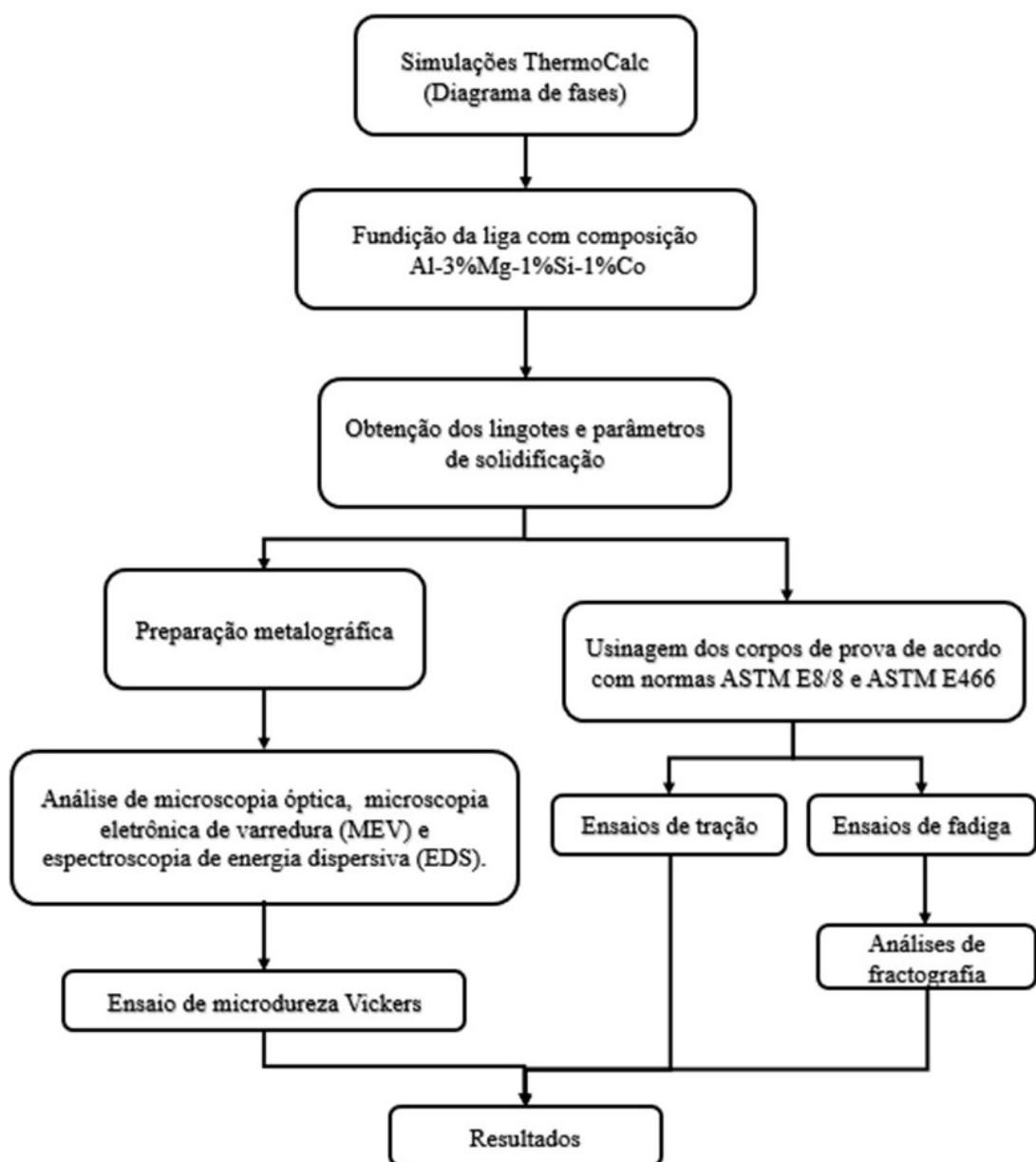
O cobalto (Co) é um elemento com densidade de $8,80 \text{ g/cm}^3$ e temperatura de fusão de 1493°C (ASM International Handbook Committee, 2001). O sistema eutético de Al-Co ocorre com uma concentração de cerca de 0,9 % Co, formando a fase Al_9Co_2 , sendo potencial para formação de compósitos fibrosos na matriz. A adição de Co em ligas de alumínio melhora a resistência à fluência, aumenta a dureza e modifica a morfologia de fases contendo ferro (Fe), tornando as fases menores e mais homoganeamente distribuídas na matriz (Modalavalasa et al., 2024; Silva et al., 2020). A adição de Co na liga A356, com composição de Al-7%Si-0,3%Mg, refina a microestrutura, aumenta o limite de resistência à ruptura, porém diminui a ductilidade da liga (Shankar; Sreedev, 2018).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Planejamento experimental

O trabalho consiste em uma pesquisa experimental da adição de 1% de cobalto em uma liga de alumínio Al-Mg-Si, a liga em estudo possui composição Al-3%Mg-1%Si-1%Co. O planejamento experimental do trabalho seguiu as etapas da Figura 4.

Figura 4 – Fluxograma de procedimento experimental.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2. Simulação dos diagramas de fase

As simulações metalúrgicas, diagramas de fases, foram calculadas por meio do software ThermoCalc utilizando a base de dados SSOL6.

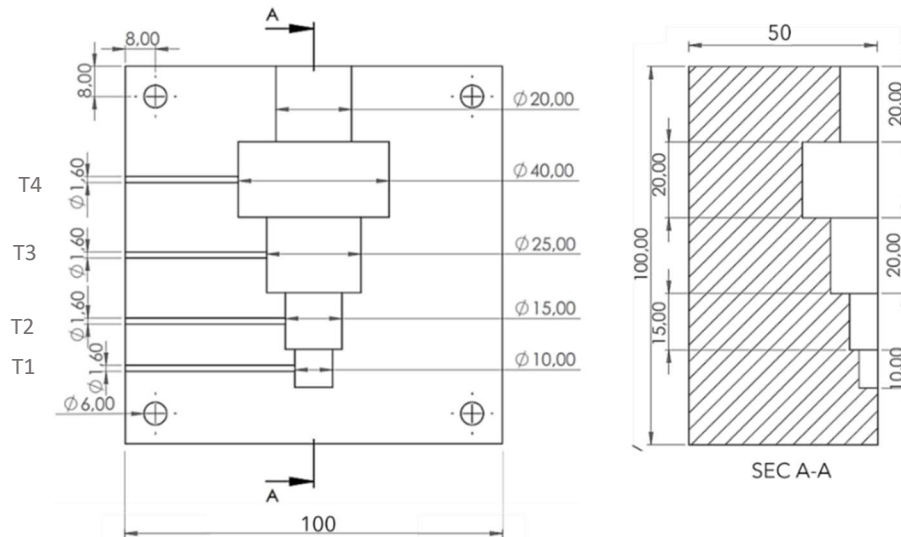
3.3. Elaboração da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co por fundição

A partir da composição da liga de alumínio Al-X\Mg-Y\Si-Z\Co (em peso) determinada, foram seguidos os procedimentos a seguir:

1. Cálculo estequiométrico determinando a quantidade de massa de cada elemento que compõe a liga considerando uma quantidade de 1200 g de alumínio e as porcentagens determinadas;
2. Pesagem dos elementos alumínio, silício e cobalto comercialmente puros, e corte de liga de magnésio e alumínio com 93% de pureza, de acordo com as proporções estabelecidas, controlando as massas através de pesagem em balança semi-analítica;
3. Preparação do cadinho de carboneto de silício com lixamento, limpeza superficial e coberto internamente por três camadas de uma massa à base alumina (QF-180), evitando a contaminação da liga por possíveis elementos residuais do cadinho;
4. Fusão total do alumínio à temperatura de 800°C dentro de cadinho por aproximadamente 2 horas em um forno tipo Mufla marca Jung com temperatura máxima de 1300°C;
5. Homogeneização da liga com uma espátula de aço inoxidável recoberta com massa à base de alumina, e posterior adição de silício e cobalto previamente pesados. Dissolução completa dos elementos cobalto e silício na matriz de alumínio por aproximadamente 4 horas à temperatura de 900 °C;
6. Homogeneização da liga com espátula, novamente, e adição de magnésio no forno à temperatura de 750 °C, com dissolução de aproximadamente 15 minutos;
7. Vazamento da liga à temperatura de 750°C na lingoteira escalonada de latão da Figura 5 com os termopares tipo K em quatro regiões da lingoteira;
8. Retorno do cadinho com o metal fundido excedendo por cerca de 15 minutos no forno à 750°C para estabilização da temperatura de vazamento;

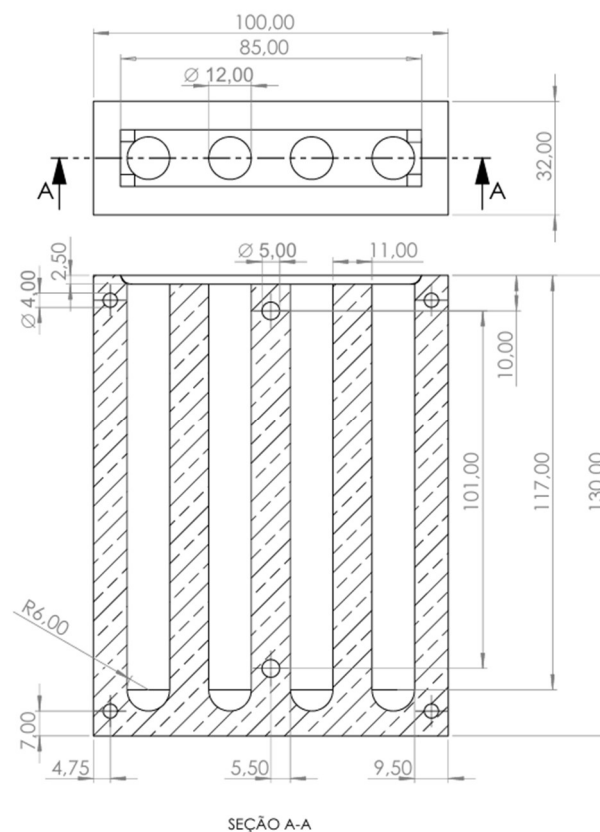
9. Vazamento da liga no molde da Figura 6 para obtenção dos lingotes que serão usinados em corpos de prova de tração e fadiga (esse processo foi repetido quatro vezes, totalizando 16 lingotes para usinagem);

Figura 5 – Lingoteira escalonada de latão.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 6 – Molde de latão para corpos de prova de tração e fadiga.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4. Curvas de resfriamento do processo de solidificação

A partir do vazamento do metal líquido na lingoteira, os dados do resfriamento foram obtidos através dos termopares tipo K fixados nas regiões da lingoteira conectados à um registrador Datalogger Novus modelo FieldLogger de 10 Hz, permitindo a obtenção dos dados taxa de variação de temperatura. Diferentes taxas de variação de temperatura foram obtidas em cada região, sendo a extremidade da base com menor diâmetro e solidificação mais breve. As curvas de temperatura em função do tempo para cada posição de termopar (nomeadas como T1, T2, T3 e T4 para cada região analisada, conforme a Figura 5) utilizando o programa OriginLab.

3.5. Determinação dos parâmetros térmicos da liga

Os parâmetros térmicos foram determinados de acordo com a metodologia a tese de Brito (Brito, 2016) a partir das curvas de resfriamento, calcula-se a taxa de resfriamento ($\dot{T}$).

3.5.1. Determinação da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) em cada posição relativa à posição dos termopares no lingote é definida pela derivada da curva de resfriamento da seção no instante em que o perfil térmico atinge a temperatura liquidus (t_L). O ajuste adotado para as curvas de resfriamento foi uma polinomial de primeiro grau considerando os pontos experimentais imediatos a 20°C acima e abaixo da temperatura liquidus. Aplicou-se a derivada da equação da reta de ajuste pela variável de tempo de cada posição do termopar.

3.6. Preparação metalográfica

O lingote obtido através da solidificação foi seccionado transversalmente em quatro regiões próximo à posição do termopar, possibilitando a posterior análise de cada região correspondente a sua respectiva taxa de solidificação. Utilizando uma máquina serra fita de bancada, cortou-se transversalmente nas distâncias de 4,5 mm, 18 mm, 35 mm e 54,5 mm a partir do topo, conforme, obtendo-se quatro amostras denominadas por, respectivamente, d₁, d₂, d₃ e d₄.

Após o seccionamento, foi necessário embutir as amostras d₁, d₂ e d₃ com resina fenólica (baquelite) termoplástica utilizando uma Prensa Embutidora Metalográfica. Em sequência, as

amostras passaram diretamente para o processo de lixamento nas lixas d'água com granulometria de 120, 220, 310, 600 e 1200 mesh, seguindo a sequência descrita, e sequencialmente polidas com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm , e polimento final em suspensão de sílica coloidal de 0,05 μm . Todas as etapas de lixamento e polimento foram realizadas utilizando uma Lixadeira e Politriz modelo PLFDV. Por fim, todas as amostras passam por um processo adicional de polimento em sílica coloidal de 0,05 μm para facilitar o processo de análise em microscopia óptica. Não foi necessário o uso de ataques químicos para revelar a microestrutura, pois sua visualização já foi possível através do polimento.

3.7. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural realizada nas amostras d_1 , d_2 , d_3 e d_4 utilizou o microscópio Zeiss Axiolab 5. Para cada amostra, foram capturadas com aumentos de 25x, 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x, selecionados conforme a visibilidade da microestrutura, com o objetivo de analisar a morfologia microestrutural, os contornos de grão e as fases principais visíveis, além de determinar o espaçamento dendrítico. As micrografias foram quantificadas com o auxílio do software ImageJ, aplicando o método dos interceptos para calcular os espaçamentos dendríticos secundários. O valor do espaçamento foi determinado conforme a expressão apresentada na Equação (7), em que L representa o comprimento medido em μm e $n-1$ o número de braços dendríticos secundários. Para garantir uma amostragem adequada, foram aproximadamente 50 medições para cada posição das amostras.

$$\lambda_2 = \frac{L}{n-1} \quad (7)$$

Para as análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS), foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura ThermoFisher SEM FIB Helios 5 nas magnificações 1000x, 5000x, 35000x e 50000x (dependendo das regiões de interesse observadas). As amostras d_1 , d_2 e d_3 foram escolhidas para a microscopia eletrônica devido a microestrutura mais refinada e similar aos corpos de prova de fadiga, além de estarem com preparação mais adequada para análise. Priorizou-se a análise de EDS da composição da matriz, do eutético interdendrítico observado e da fase em forma de agulhas, nos quais os elementos Al, Fe, Mg, Si e Co são os principais elementos de interesse.

3.8. Determinação da lei experimental dos espaçamentos dendríticos

As leis experimentais que correlacionam os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) com os parâmetros térmicos foram obtidas no software OriginLab. Através dos dados coletados durante a solidificação, foi possível obter os parâmetros das posições associadas às amostras e as medidas retiradas das microestruturas das amostras. Com os pares ordenados já determinados, o programa determina a lei experimental com os expoentes da equação fixo em $-1/3$ para a taxa de resfriamento ($\dot{T}$).

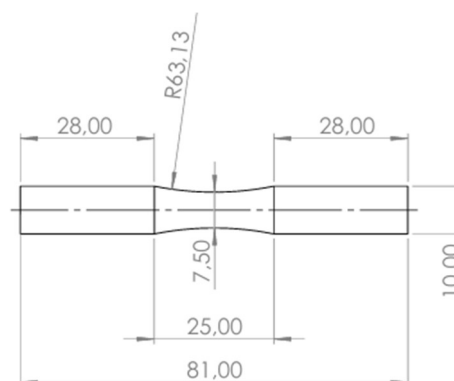
3.9. Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados nas amostras utilizadas para a análise da microestrutura, nas seções transversais, seguindo a norma ASTM E384 (ASTM, 2016), no microdurômetro modelo Shimadzu HMV-2. Para os ensaios, realizaram-se 10 indentações em cada amostra com carga aplicada de 0,500 kgf, durante um tempo de 15 segundos.

3.10. Usinagem dos corpos de prova de ensaio de tração e de fadiga

Os corpos de provas resultantes da fundição na lingoteira da Figura 6 foram cortados em uma serra-fita de bancada e usinados em torno mecânico de bancada profissional. Seguindo as especificações das Normas ASTM E8/E8M (ASTM, 2010) e ASTM E0466-21 (ASTM, 2021), os corpos de prova possuem as dimensões finais do desenho técnico da Figura 7, em milímetros, com tolerância de $\pm 0,1$ mm.

Figura 7 – Desenho técnico dimensões corpo de prova de fadiga em milímetros.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.11. Ensaios mecânicos de tração, fadiga axial e análises de fractografia

O ensaio de tração foi realizado em triplicata com amostras solidificadas do corpo de prova (CP) com uma taxa de resfriamento de aproximadamente 26,42 K/s, preparadas conforme a norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2010). Para o ensaio, foi utilizada uma máquina universal de ensaios mecânicos da Biopdi, com uma velocidade de teste de 1 mm/min e um pré-carga de 500 N. Os ensaios de fadiga foram realizados de acordo com a norma ASTM E-466 (ASTM, 2021) com amostras cilíndricas de seção reduzida de 7,5 mm e raio de 63,13 mm, conforme mostrado na Figura 7. Os ensaios foram conduzidos em uma máquina de fadiga servo-hidráulica, referência Instron 8801, com uma célula de carga de 100 kN. Os testes foram realizados com uma frequência de 30 Hz, usando uma razão de carga (R) de 0,1 e uma onda sinusoidal, com níveis de tensão da Tabela 1. Os níveis de tensão foram determinados com base média do limite de resistência à tração máxima (σ_u) obtido nos ensaios de tração. As constantes que representam o comportamento em fadiga do material foram determinadas utilizando o ajuste de mínimos quadrados em uma escala log-log, conforme a Equação (6) explicado por Dowling et al. (Dowling, 2007).

Tabela 1 – Níveis de tensão aplicados no ensaio de fadiga.

Níveis de força (% Limite de resistência a ruptura)	Tensão máxima aplicada (MPa)
75% σ_u	120
85% σ_u	136
93% σ_u	149
100% σ_u	163

Fonte: Elaborado pela autora.

As análises de fractografia foram realizadas em um estereoscópio Zeiss Discovery V.12 com aumentos de 5x, e as imagens foram posteriormente tratadas no software ImageJ.

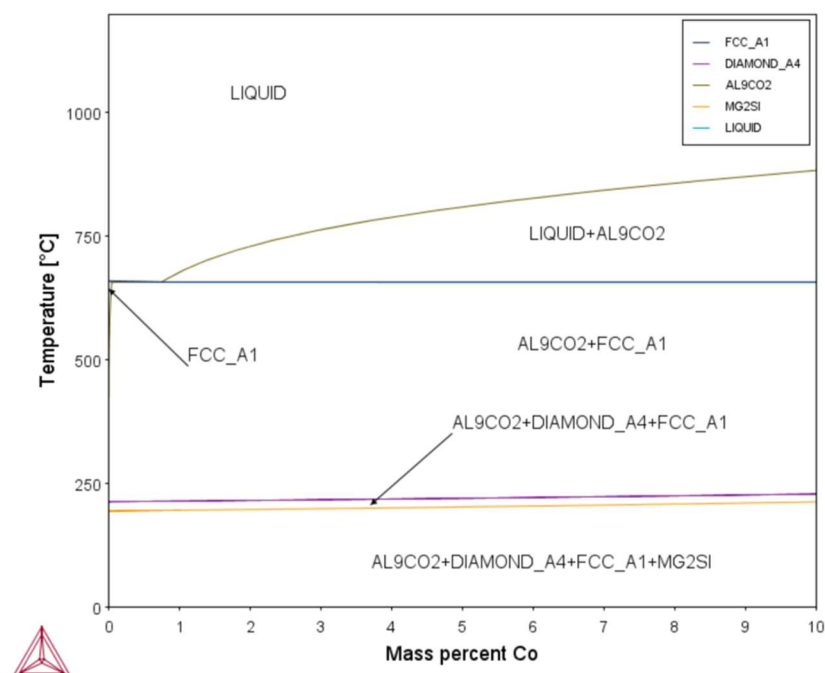
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Diagrama de fase e determinação da composição

Os diagramas de fases foram calculados utilizando o software ThermoCalc e a base de dados TTAL7, mostrados na Figura 8. Para a determinação do teor de cobalto na liga, foi considerado o crescimento primário da matriz α -Al (FCC-A1) em detrimento da fase Al_9Co_2 , portanto, escolheu-se a composição com 1% (em massa) de Cobalto.

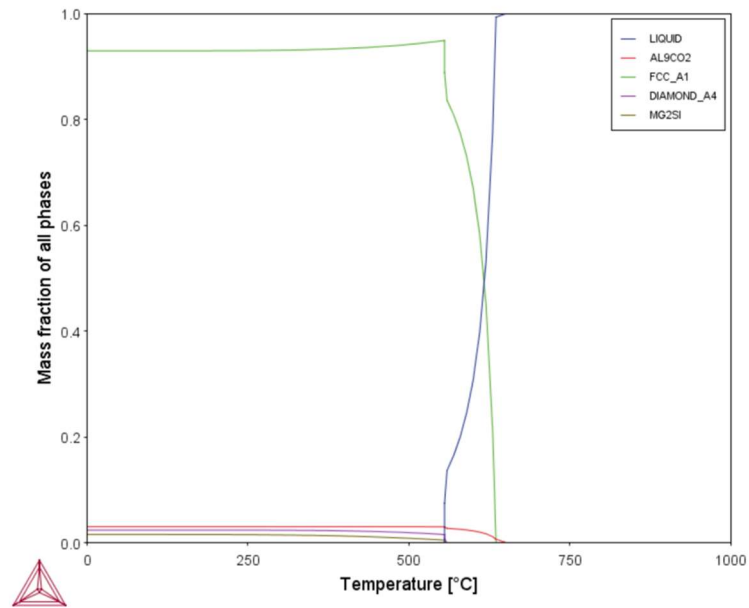
De acordo com a Figura 8, as fases presentes para uma liga com composição Al-3%Mg-1%Si-1%Co em temperatura ambiente são a matriz de alumínio α -Al (FCC-A1), a fase rica em silício (DIAMOND_A4), e os IMCs Al_9Co_2 e Mg_2Si . A temperatura *liquidus* da liga é cerca de 680°C, durante a solidificação, ocorre a formação primária da matriz e da fase Al_9Co_2 , a formação das fases rica em Si e da fase Mg_2Si ocorre apenas em temperaturas mais baixas, próximas de 200°C. A análise dos diagramas de fase nas ligas solidificadas pode ser complexa, pois a microestrutura final pode apresentar a formação de um eutético na região interdendrítica. O caminho de solidificação para essa composição é apresentado na Figura 9, no qual a temperatura ambiente todas as fases estão presentes.

Figura 8 – Diagrama de fases da liga Al-3%Mg-1%Si.



Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 9 – Caminho de solidificação da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co.

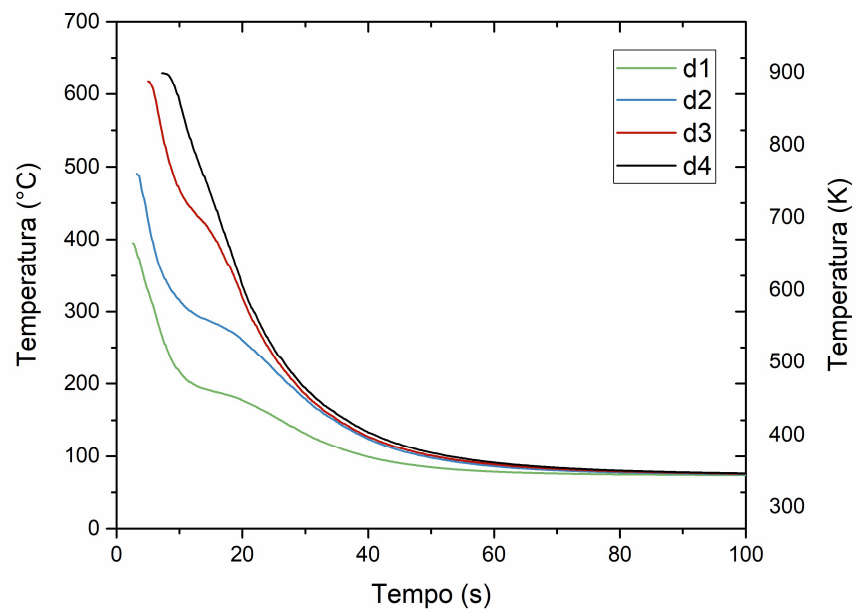


Fonte: Elaborado pela autora.

4.2. Parâmetros térmicos

A partir dos dados coletados pelos termopares durante a solidificação, obtiveram-se as curvas de resfriamento da Figura 10. As taxas de resfriamento aumentaram significativamente à medida que diminuiu o diâmetro, conforme indicado na Tabela 2.

Figura 10 – Curvas de resfriamento de cada seção do molde.



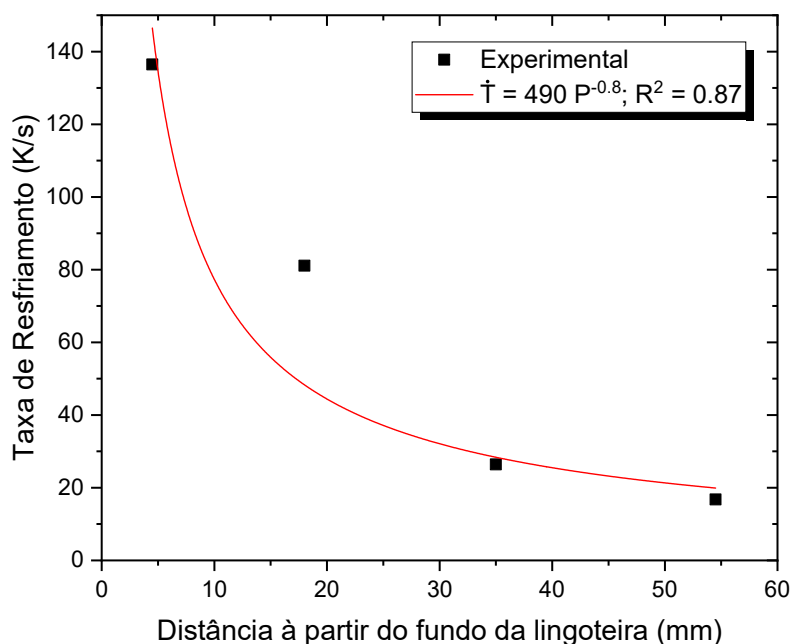
Fonte: Elaborado pela autora.

Tabela 2 – Correlação entre taxa de resfriamento, diâmetro e posição das amostras.

Posição das amostras em relação a base do molde [mm]	Amostras (diâmetro [mm])	Taxa de resfriamento [K/s]
4,5	d ₁ (10)	136,45
18,0	d ₂ (15)	81,11
35,0	d ₃ (25)	26,42
54,5	d ₄ (40)	16,76

Fonte: Elaborado pela autora.

De acordo com o procedimento adotado para a determinação dos parâmetros de solidificação a partir das curvas de resfriamento, foram obtidos os gráficos das Figura 11. Observa-se que o avanço da frente de solidificação torna-se menos pronunciado em regiões mais distantes da base do lingote. A extração de calor entre o metal líquido e o molde ocorre predominantemente pela base e pelas paredes laterais, o que resulta em maiores taxas de resfriamento e velocidades de deslocamento da isoterma liquidus nos pontos de menor diâmetro. Nesses locais, a menor quantidade de material líquido e a maior razão área superficial/volume favorecem a dissipação térmica. Esses parâmetros estão diretamente relacionados ao controle do refinamento microestrutural e à distribuição das fases formadas durante a solidificação.

Figura 11 – Taxas de resfriamento ($\dot{T}$) por posição dos termopares.

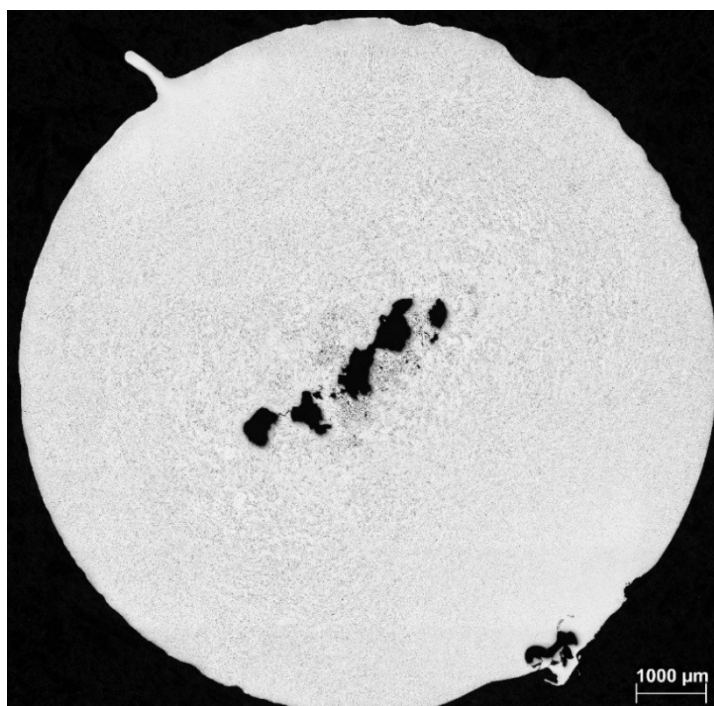
Fonte: Elaborado pela autora.

4.3. Caracterização Microestrutural

A microestrutura observada por microscopia óptica apresentou uma morfologia majoritariamente dendrítica em toda a faixa de taxas de resfriamento analisadas. A região das bordas apresentou microestrutura mista entre celular de alta velocidade, dendrítica e transição celular-dendrítica. Esse fenômeno decorre da característica do resfriamento radial não controlado e da taxa de solidificação rápida nas regiões em contato com o molde. No centro das amostras foi observada uma microestrutura mais uniforme e com espaçamento dendrítico superior às extremidades, mostrado nas Figuras 15 a 18.

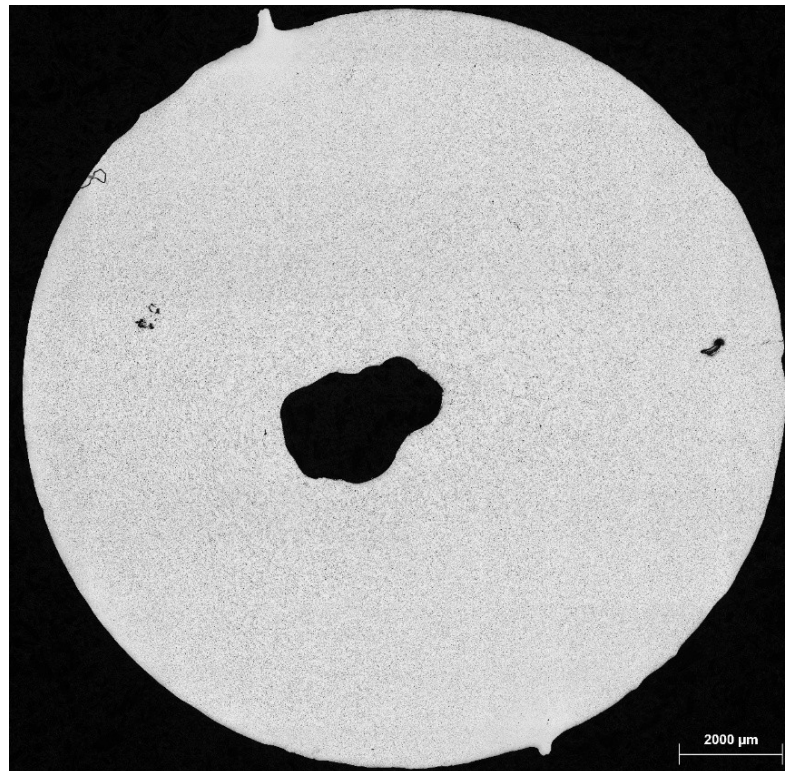
Também foi observado a presença de poros e vazios significativos na região central das amostras d_1 e d_2 , local onde foram posicionados os termopares tipo K. Supõem-se que durante o vazamento do metal no molde, e devido a elevada taxa de solidificação nas regiões com diâmetro reduzido, bolhas de ar podem ter sido aprisionadas nesses locais, gerando as falhas apontadas. A porcentagem de porosidade (em fração de área) foi considerada em todas as taxas de solidificação, como mostrado na Tabela 3. Foi observada uma porosidade menor nas amostras com taxas de resfriamento mais lentas, esse comportamento sugere que taxas de resfriamento mais lentas podem auxiliar na evolução da microestrutura e diminuir a formação de microporosidades prejudiciais as propriedades mecânicas (Tabela 3).

Figura 12 – Micrografia total da amostra d_1 .



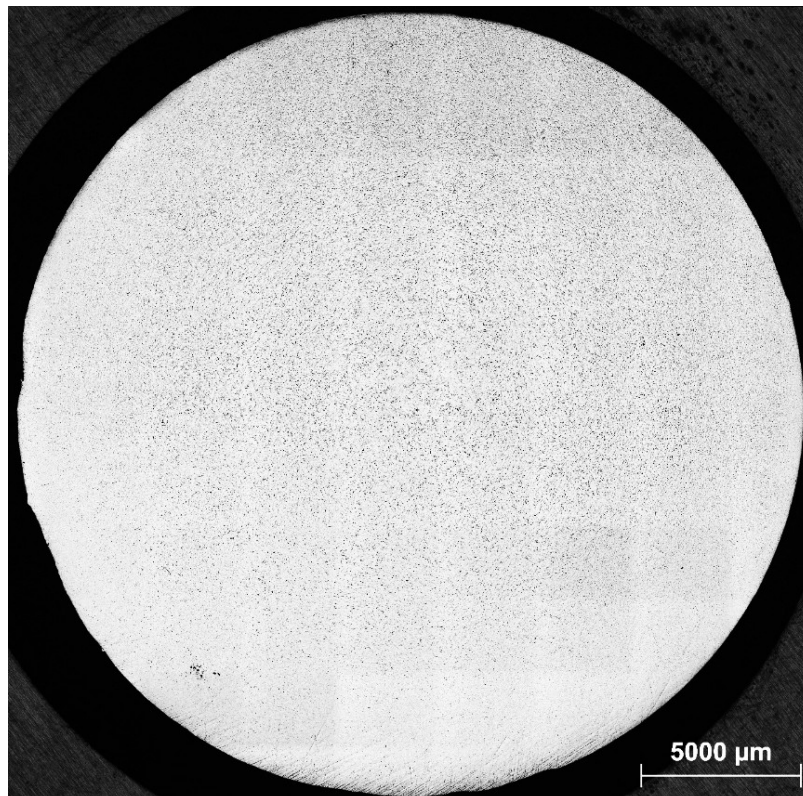
Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 13 – Micrografia total amostra d₂.



Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 14 – Micrografia total amostra d₃.



Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 15 – Micrografia da extremidade ao centro da amostra d₄.



Fonte: Elaborado pela autora.

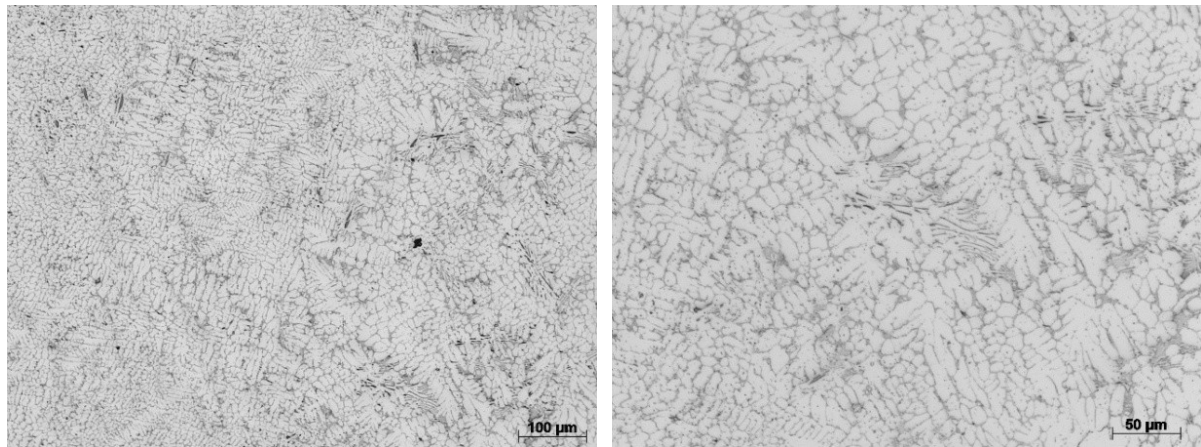
As micrografias das Figuras 19 a 22 mostram regiões centrais de cada amostra solidificada. Comparando a Figura 16 (a) com a Figura 19 (a), ambas com a mesma magnificação, nota-se o crescimento expressivo no espaçamento dendrítico, no qual a microestrutura da amostra d₁ é significativamente mais refinada que a microestrutura da amostra d₄. Além disso, a distribuição dos IMCs na forma de agulhas também é distinta, sendo maior na amostra d₄. O refinamento da microestrutura e a porosidade impactam nas propriedades mecânicas das ligas fundidas, especialmente sob condições de carregamento cíclico. Microestruturas mais refinadas, mensuradas por meio da diminuição do espaçamento dendrítico secundário (λ_2), foram obtidas sob taxas de resfriamento elevadas (Tabela 3).

Tabela 3 – Relação de amostra, espaçamento dendrítico secundário e porosidade média.

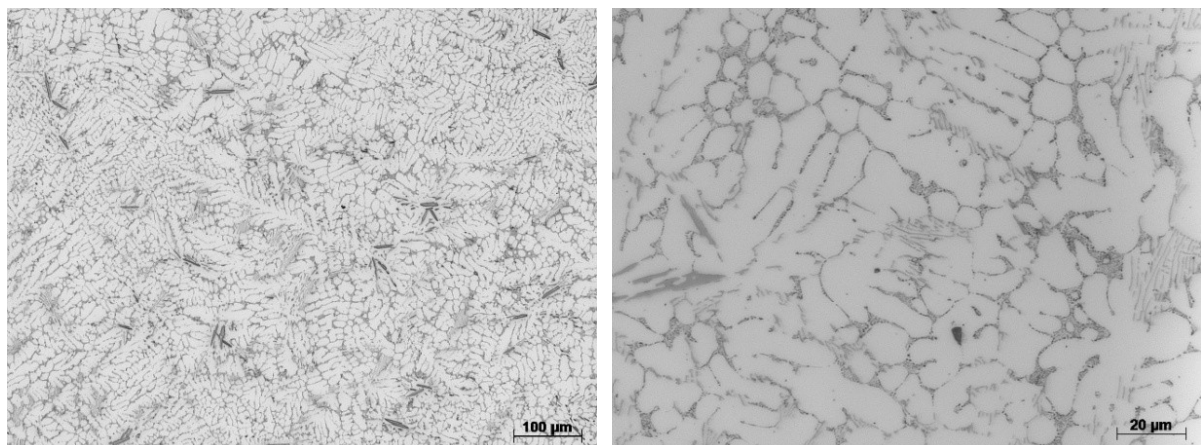
Amostras (diâmetro [mm])	Tamanho médio de espaçamento dendrítico secundário [μm]	Porosidade média em % (fração de área)
d ₁ (10)	$5,74 \pm 0,82$	0,331
d ₂ (15)	$6,88 \pm 0,95$	0,340
d ₃ (25)	$9,73 \pm 0,75$	0,215
d ₄ (40)	$11,74 \pm 0,63$	0,160

Fonte: Elaborado pela autora.

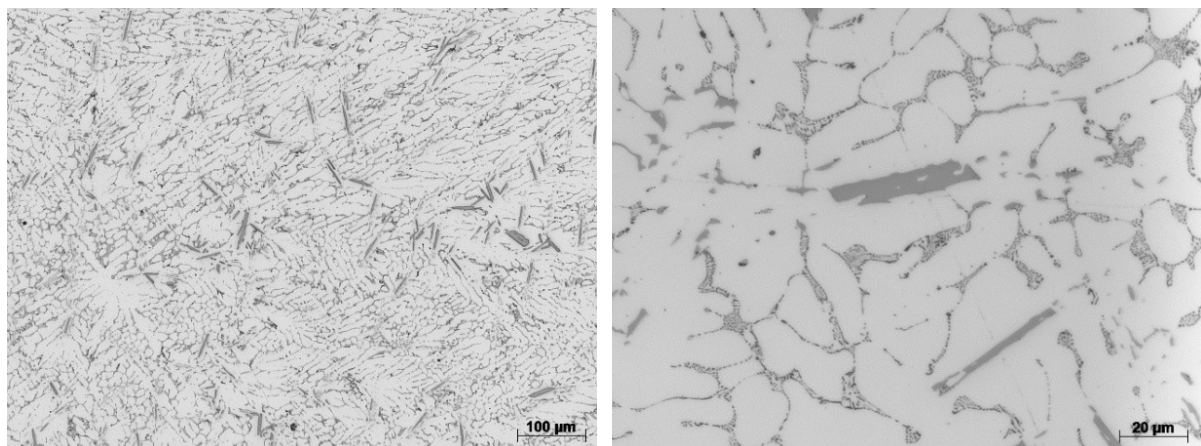
A microestrutura da liga Al–3%Mg–1%Si–1%Co apresentou morfologia semelhante à observada por Brito et al. (Brito, 2016) para a liga Al–3%Mg–1%Si. A fase α -Al primária forma a matriz dendrítica, enquanto o constituinte eutético, composto por uma mistura complexa de fases, está localizado nas regiões interdendrítica. A fase intermetálica com Co na composição apresentou uma forma de agulhas, distribuída ao longo da matriz. Observou-se que, para menores taxas de resfriamento, ocorreu um aumento na fração volumétrica dessas fases, indicando maior segregação do cobalto durante a solidificação lenta.

Figura 16 – Micrografia da amostra d₁.(a) Região de interesse 1 – amostra d₁.(b) Região de interesse 2 – amostra d₁.

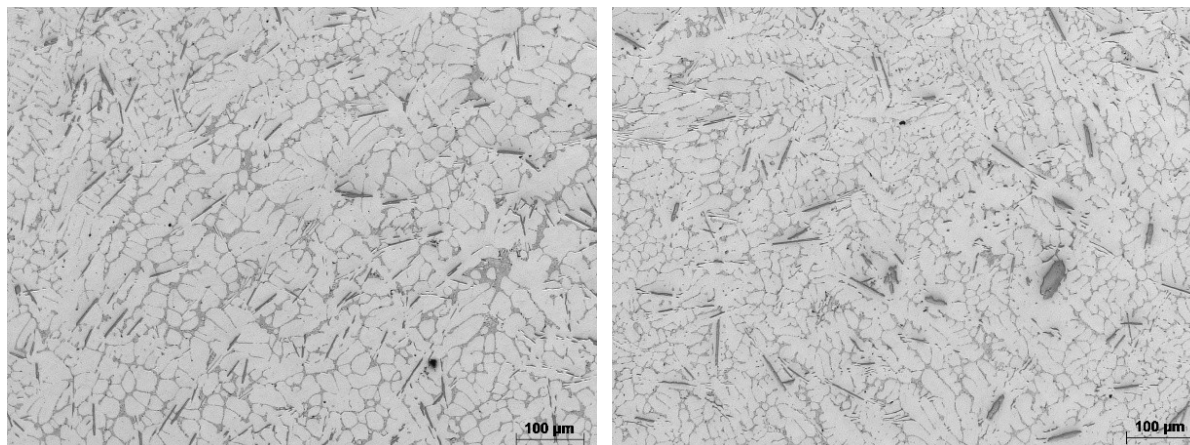
Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 17 – Micrografias da amostra d₂.(a) Região de interesse 1 – amostra d₂.(b) Região de interesse 2 – amostra d₂.

Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 18 – Micrografia da amostra d₃.(a) Região de interesse 1 – amostra d₃.(b) Região de interesse 2 – amostra d₃.

Fonte: Elaborado pela autora.

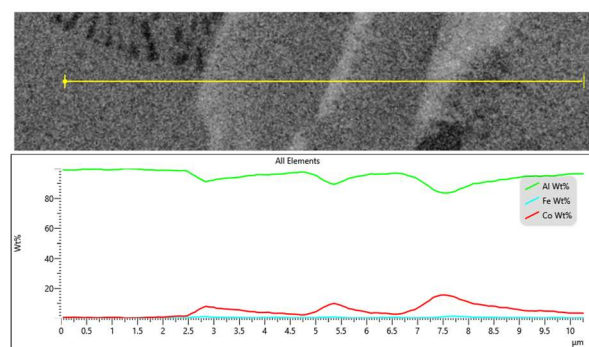
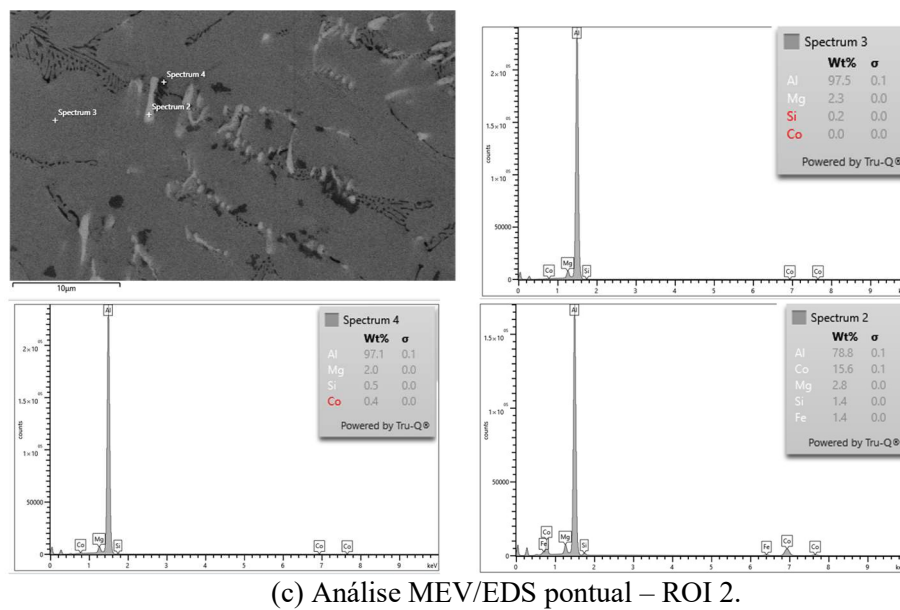
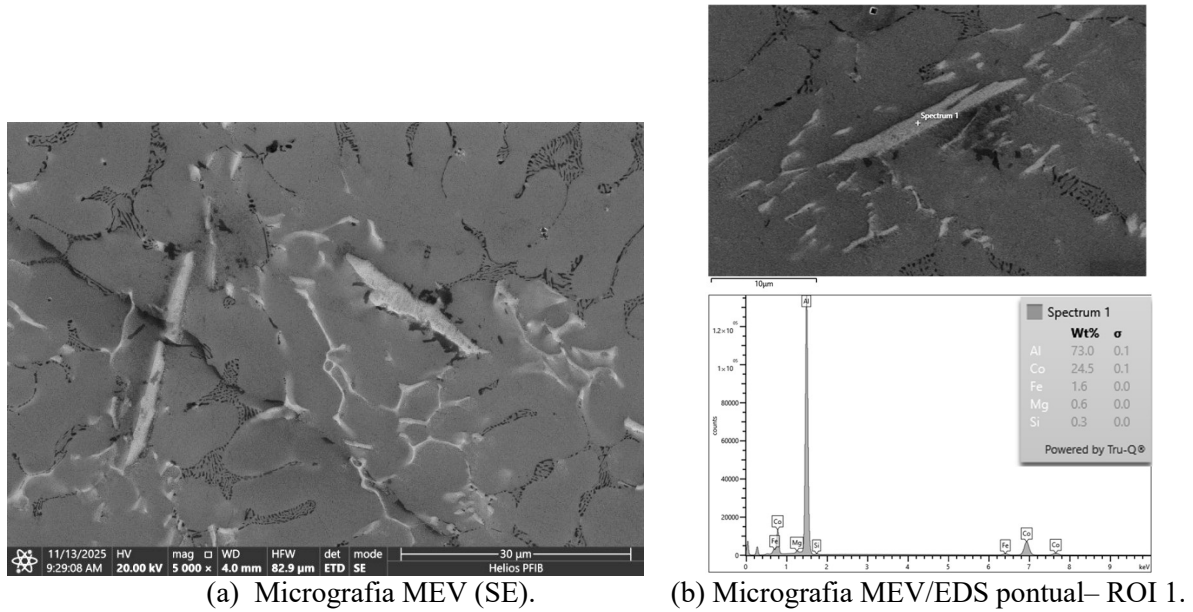
Figura 19 – Micrografia da amostra d₄.(a) Região de interesse 1 – amostra d₄.(b) Região de interesse 2 – amostra d₄.

Fonte: Elaborado pela autora.

As Figuras 23 a 25 apresentam imagens de MEV obtidas por elétrons secundários (SE), esse tipo de análise permite revelar detalhes da microestrutura, como a morfologia das fases presentes e detalhes superficiais da topografia. Verificou-se, nas amostras solidificadas sob diferentes taxas de resfriamento, a presença das fases matriz α -Al na região dendrítica, um interdendrítico eutético complexo composto por Al, Mg_2Si e a fase intermetálica Al_9Co_2 contendo Fe em solução sólida.

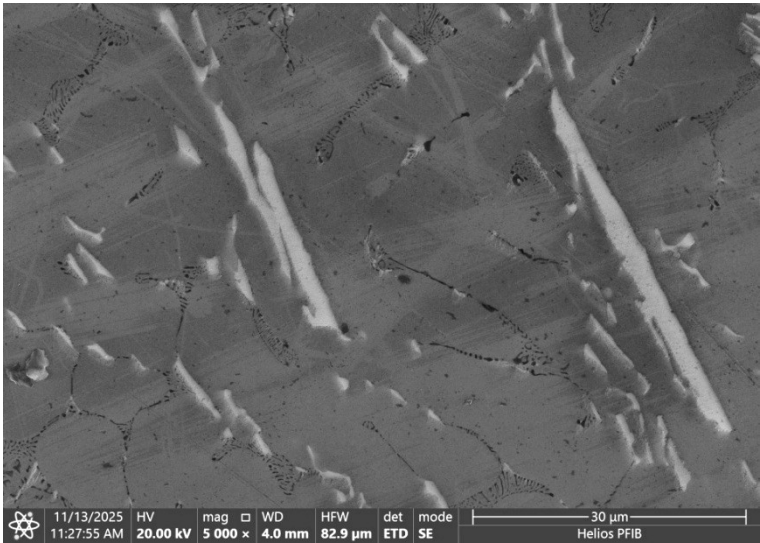
O ferro foi identificado na composição como uma impureza residual do processo de solidificação, porém mesmo em pequenas quantidades exerce um papel crítico na formação de fases com o cobalto. As fases em forma de agulhas com cobalto em sua composição possuem morfologia similar as fases observadas na liga fundida Al-2%Ni-1%Co de Soler et. al (Soler et al., 2024), sugerindo que houve a formação de uma fase Al_9Co_2 (ou uma fase metaestável da mesma) como prevista pelo diagrama de fase da liga. Na liga solidificada Al-3%Mg-1%Si de Brito et. al (Brito, 2016), houve a formação de um eutético binário Al e Mg_2Si e regiões de eutético ternário com fases ricas em Fe/Si. De modo similar, foi observado a interação de um eutético com morfologia similar na liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co, com a formação do eutético Mg_2Si e a presença de um eutético ternário como mostra a Figura 26 e 27, comparando as microestruturas encontradas.

Figura 20 – Análises de MEV e EDS da amostra d₁.

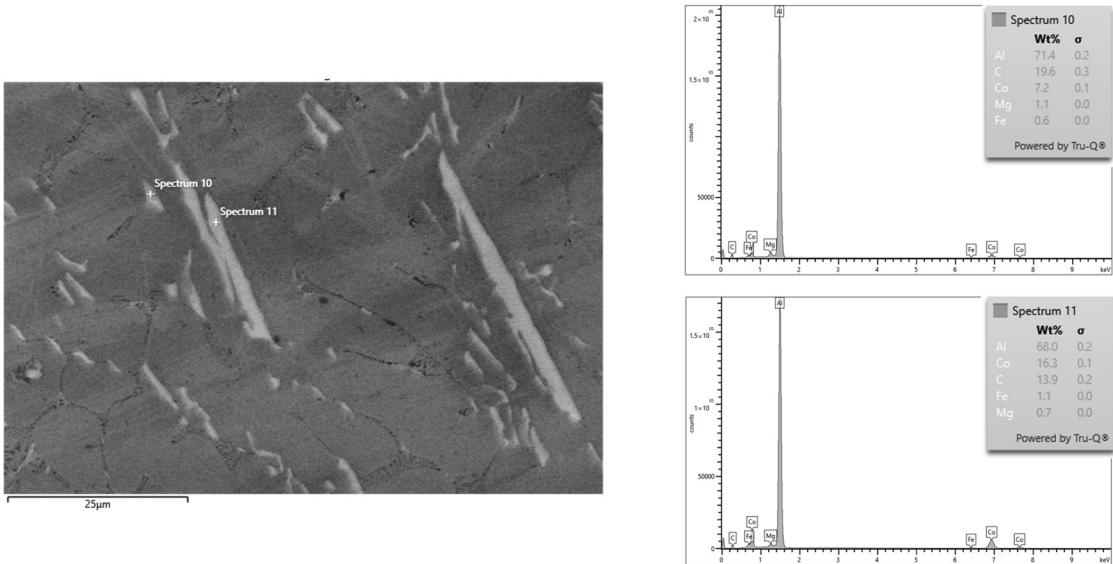


Fonte: Elaborado pela autora.

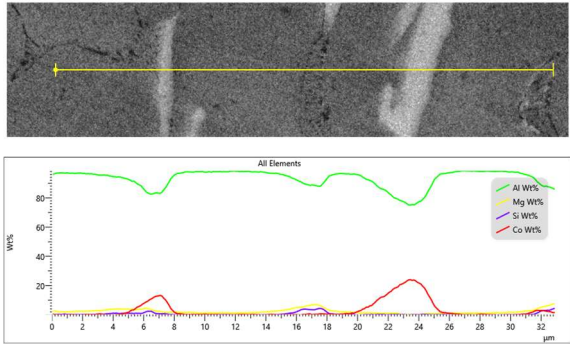
Figura 21 – Análise de MEV e EDS da amostra d₂.



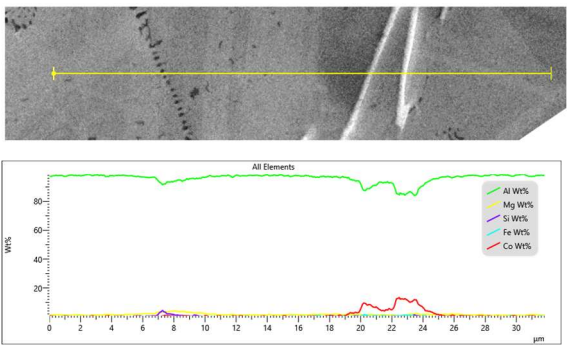
(a) Micrografia MEV (SE).



(b) Micrografia MEV/EDS pontual – ROI 1.



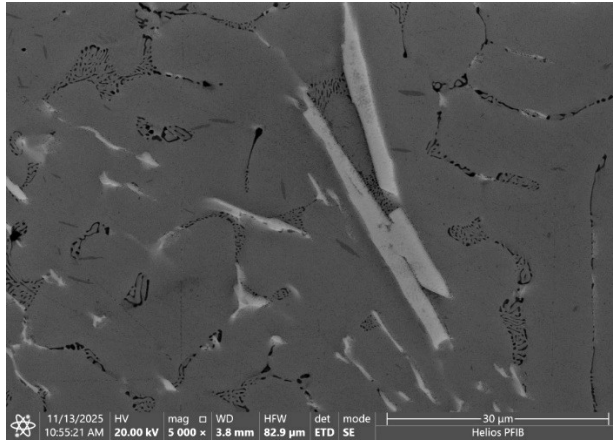
(c) Micrografia MEV/EDS linha – ROI 2.



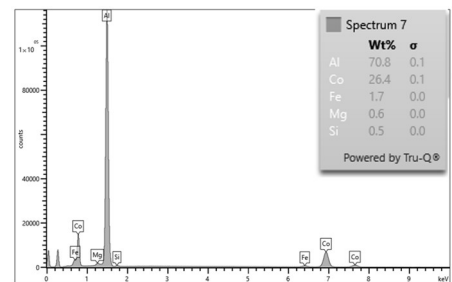
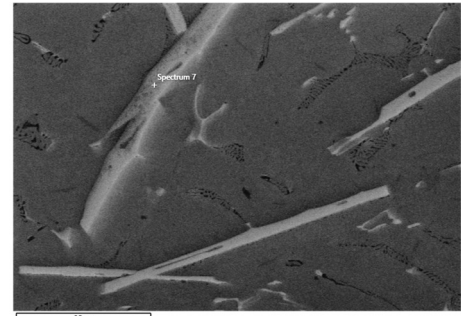
(d) Micrografia MEV/EDS linha – ROI 3.

Fonte: Elaborado pela autora.

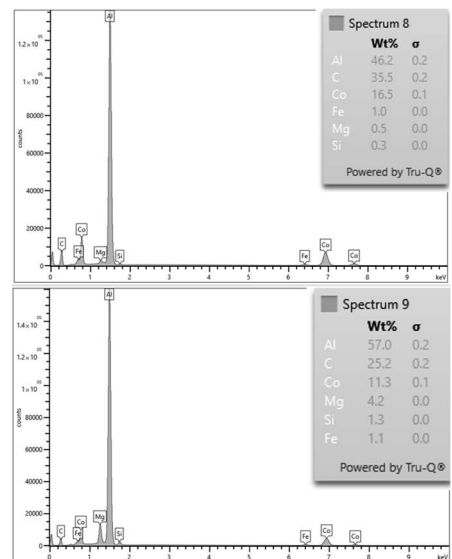
Figura 22 – Análise de MEV e EDS da amostra d₃.



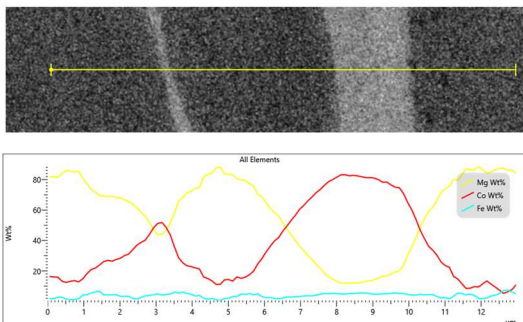
(a) Micrografia MEV (SE)



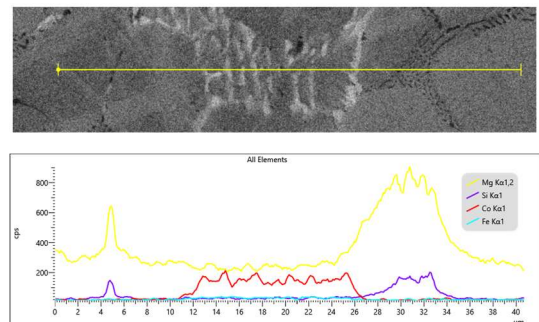
(b) Micrografia MEV/EDS pontual – ROI 1.



(c) Micrografia MEV/EDS pontual – ROI 2.



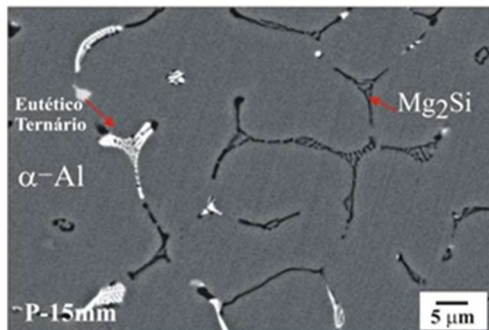
(d) Micrografia MEV/EDS linha – ROI 3.



(e) Micrografia MEV/EDS linha – ROI 4.

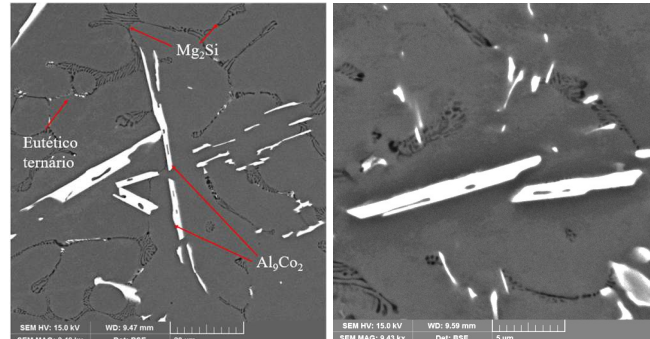
Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 23 – Micrografia MEV (BSE) liga Al-3%Mg-1%Si.



Fonte: (Brito, 2016)

Figura 24 – Micrografias MEV (BSE) liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co.

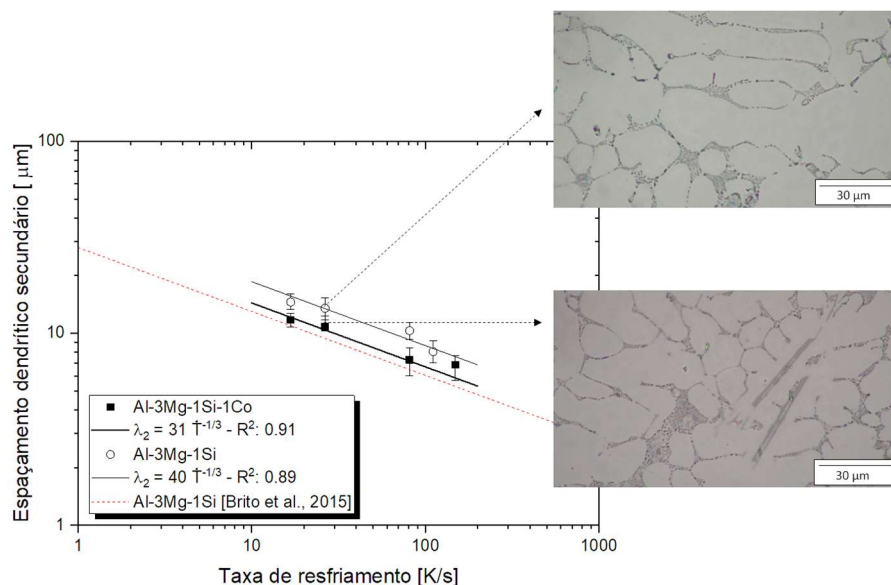


Fonte: Elaborado pela autora.

4.4. Lei do crescimento experimental

Correlacionando a microestrutura com os parâmetros térmicos, o espaçamento dendrítico secundário (λ_2) aumenta à medida que a taxa de resfriamento ($\dot{T}$) é reduzida. A evolução dos espaçamentos microestruturais com a posição na lingoteira possui um caráter dependente dos parâmetros de solidificação. Observou-se um aumento de λ_2 em posições mais distantes da interface metal/molde, devido à diminuição da cinética de solidificação, fenômeno similar foi constatado por Brito et. al (Brito, 2016) para a liga Al-3%Mg-1 %Si.

Figura 25 – Variação experimental do espaçamento dendrítico secundário como função da taxa de resfriamento.



Fonte: Elaborado pela autora.

Comparando os resultados do experimento com e sem adição de cobalto, assim como a liga de mesma composição solidificada direccionalmente por Brito et al. (Brito, 2016), observa-se que a liga de com cobalto apresentou uma função de $\lambda_2 = 31 \dot{T}^{-1/3}$, com um coeficiente de determinação (R^2) auferido em 0,91. A liga sem adição de cobalto apresentou a função $\lambda_2 = 40 \dot{T}^{-1/3}$, com $R^2 = 0,89$, mostrado na Figura 25. Os resultados sugerem que o cobalto atua como refinador de microestrutura no crescimento da matriz α -Al.

4.5. Caracterização Mecânica

O ensaio de microdureza foi realizado conforme a norma E384 (ASTM, 2016) para a liga com e sem adição de cobalto, os resultados experimentais em cada região do termopar e a média de cada composição estão apresentados nas Tabela 4 e Tabela 5, respectivamente. Na liga Al-3%Mg-1%Si, a diferença entre as durezas experimentais medidas é muito pequena, dentro do desvio padrão das medidas, e houve um aumento da dureza para a região com maior diâmetro e menor taxa de resfriamento. Enquanto, na liga com adição de Co, observa-se um comportamento de aumento da dureza com diminuição do espaçamento dendrítico secundário, o mesmo está relacionado a taxas de resfriamento mais elevadas. Esse comportamento é coerente com a relação de Hall-Petch, que correlaciona o tamanho de grão com a resistência mecânica do material. O refinamento microestrutural, medido por meio do espaçamento dendrítico secundário, e as segundas fases presentes atuam como barreiras e elevam significativamente a dureza da liga.

Tabela 4 – Resultado experimental de microdureza Vickers para cada região do termopar.

Composição da liga	Amostras	d ₁ [10 mm]	d ₂ [15 mm]	d ₃ [25 mm]	d ₄ [40 mm]
Al-3%Mg-1%Si	$\bar{X}$ [HV]	75,18	74,21	70,28	83,19
	σ_x [HV]	3,52	1,75	2,21	1,80
Al-3%Mg-1%Si-1%Co	$\bar{X}$ [HV]	87,11	88,95	80,53	78,11
	σ_x [HV]	1,83	1,80	3,80	3,40

Fonte: Elaborado pela autora.

A fase Mg₂Si possui dureza cerca de 450 HV, consideravelmente mais dura que a matriz de alumínio. Portanto, a sua distribuição e a fração de fase em função da taxa de resfriamento influenciam na microdureza medida na liga. O Co também é um elemento mais duro que o Al, indicando que a fases contendo cobalto também auxiliam no aumento das propriedades mecânicas da liga. A solução sólida de Mg na matriz também influencia na quantidade dureza

observada, essa quantidade depende da taxa de resfriamento e da proporção Mg/Si da composição da matriz (Brito, 2016). Comparando os resultados da Tabela 5, a adição de cobalto resultou em um aumento percentual de 10% na dureza da liga.

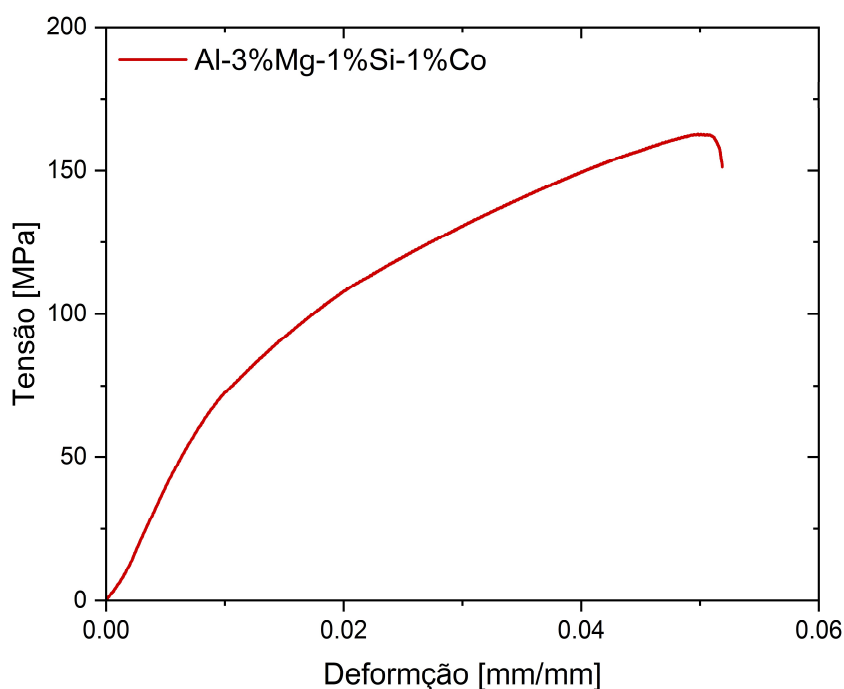
Tabela 5 – Dureza média da liga com composição sem e com adição de 1wt.% de Co.

Liga	Dureza média [HV]
Al-3%Mg-1%Si	75,7 ± 5,4
Al-3%Mg-1%Si-1%Co	83,7 ± 5,2

Fonte: Elaborado pela autora.

Os ensaios de tração da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co resultaram em uma tensão limite de escoamento médio (σ_e) de 90,5 MPa e um limite de resistência à tração (σ_u) de 160 MPa. Comparando com os resultados do trabalho de Brito et. al (Brito, 2016), para a liga Al-3%Mg-1%Si foi obtido uma tensão limite de escoamento de aproximadamente 68 MPa e um limite de resistência à tração de 140 MPa, a adição 1 % de cobalto resultou no aumento do limite de resistência a tração máxima. O comportamento observado também demonstrou uma redução da área de comportamento elástico da liga e aumento da região elástica. A Figura 26 representa uma curva experimental obtida, em que σ_e e σ_u são aproximadamente 80 MPa e 160 MPa, respectivamente.

Figura 26 – Curvas tensão vs deformação ensaio experimental de tração.



Fonte: Elaborado pela autora.

Esse comportamento mais frágil está associado à presença de defeitos de fundição observados nas regiões de fratura dos corpos de prova, como mostrado na Figura 28. Comparando com a liga comercial A356.0-F (sem tratamentos térmicos), que possui valores de σ_e e σ_u próximos a 70 MPa e 150 MPa (ASM International Handbook Committee, 2001), respectivamente, indicando que a adição de cobalto e o controle da morfologia microestrutural melhorou a performance mecânica da liga. Especificamente, observou-se um aumento de aproximadamente 14% na resistência à tração máxima (σ_u), apesar da presença de defeitos de solidificação, como microporosidades.

O aumento da resistência mecânica sob condições de carregamento uniaxial é crucial para melhorar o desempenho à fadiga e a vida útil da liga. Os resultados do teste de fadiga são mostrados na Figura 27. A curva experimental tensão-vida (S-N), que correlaciona a amplitude da tensão com o número de ciclos até a falha, segue a Equação (8), onde σ é a tensão em MPa e N é o número de ciclos. Com base na extrapolação dos dados experimentais, a liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co apresenta um limite de fadiga de aproximadamente 119 MPa para 10^7 ciclos, que é notavelmente superior à resistência ao escoamento da mesma liga.

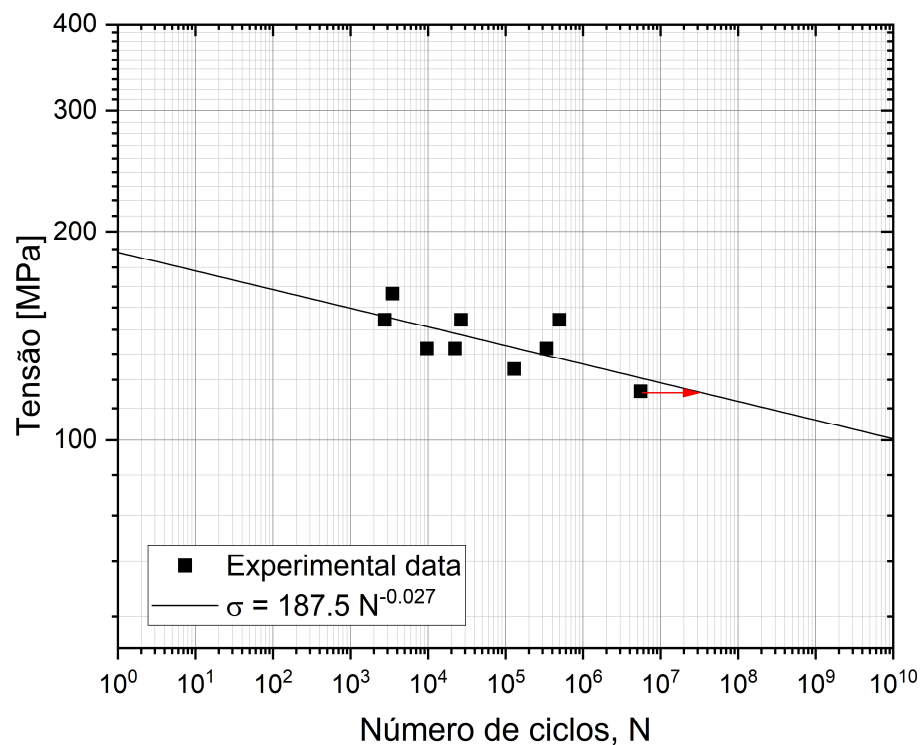
$$\sigma = 187,5 \cdot N^{-0,027} \quad (8)$$

Este comportamento pode ocorrer em ligas específicas sob condições em que o material apresenta alta resistência à fadiga e atinge um limite de vida em fadiga em níveis de tensão que excedem a resistência ao escoamento. A presença de mecanismos que retardam o crescimento de trincas, como fases intermetálicas duras e termicamente estáveis, como as fases observadas com Co em sua composição, pode reforçar a matriz α -Al, dificultar o movimento de discordâncias e, conseqüentemente, retardar tanto a iniciação quanto a propagação de trincas durante o carregamento cíclico. Comparando com a liga A356.0-T6 (ASM International, 2014), para 10^8 ciclos a resistência à fadiga é de 90 MPa, considerando o mesmo número de ciclos, de acordo com a Equação (8), a liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co apresentou uma resistência à fadiga 114 MPa, cerca de 27% superior a liga comercial com tratamento térmico.

Como observado nos diagramas de fase e nas análises de MEV/EDS, a adição de cobalto levou à formação da fase intermetálica Al_9Co_2 (e variações metaestáveis dessa fase), uma fase comumente relatada em ligas Al-Co, como destacado por Silva et al. (2020), em que sua presença contribuiu para o aumento da dureza. Além disso, a fase intermetálica Mg_2Si , frequentemente encontrada em ligas Al-Mg-Si, também foi identificada. Essas fases intermetálicas ajudam a microestrutura a suportar cargas cíclicas acima do limite de escoamento sem falhar, desde que a propagação de trincas seja efetivamente controlada. A interação entre

essas fases e a matriz metálica também pode promover uma distribuição de deformação mais uniforme, o que retarda o início da trinca por fadiga e aumenta a vida útil geral à fadiga. Embora a adição de cobalto tenha melhorado as propriedades mecânicas e o desempenho à fadiga, aproximando-se dos valores observados em ligas comerciais, a presença de microporosidades nos corpos de prova pode comprometer o comportamento à fadiga, levando a uma maior dispersão nos resultados.

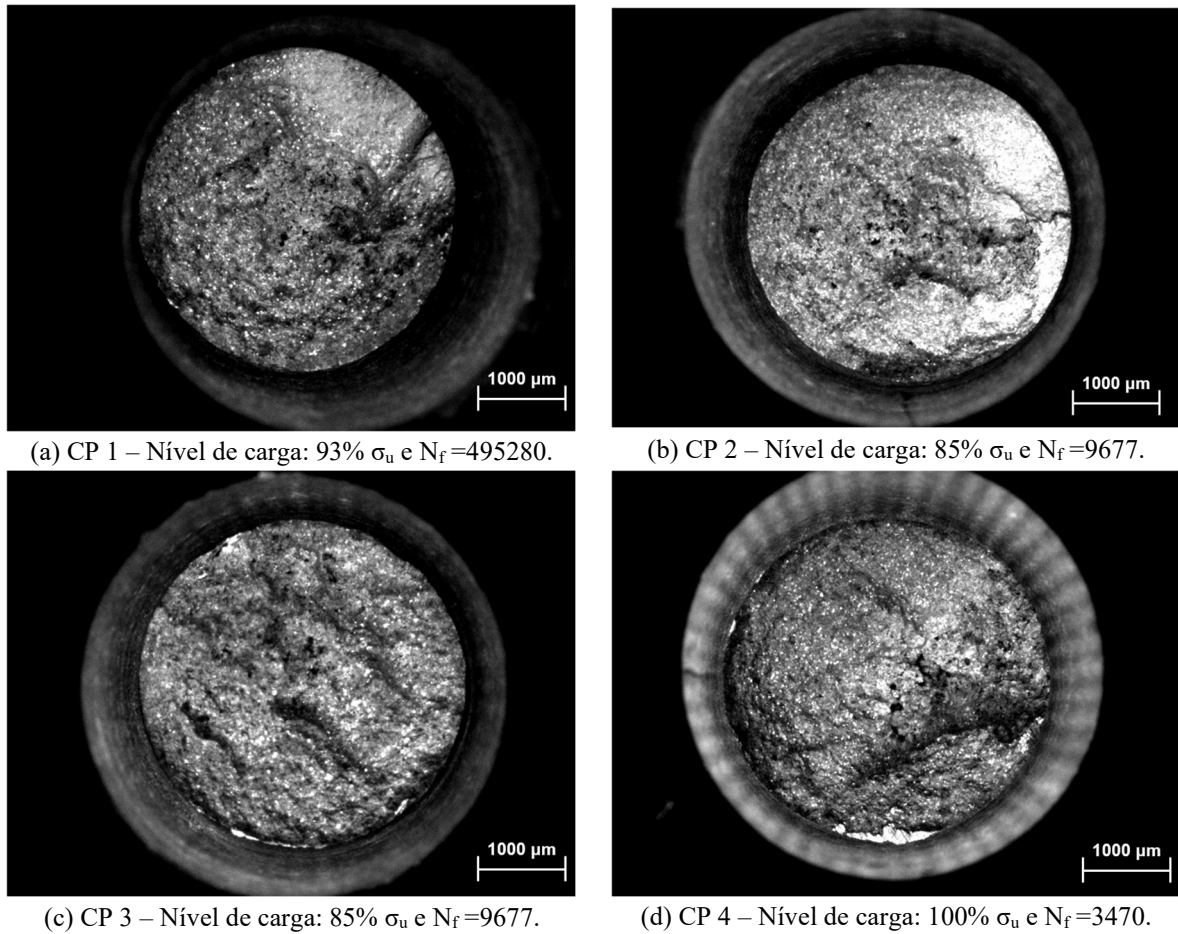
Figura 27 – Gráfico S-N para amostra Al-3%Mg-1%Si-1%Co.



Fonte: Elaborado pela autora.

Na Figura 28, é possível identificar os microporos na região de fratura dos corpos de prova ensaios em fadiga axial. Esses poros atuam como concentradores de tensão e podem servir como locais de início precoce de trincas sob carregamento cíclico, reduzindo assim a vida útil à fadiga. A análise macroscópica das fractografias adquiridas por um estereoscópio revela uma fratura frágil. Esse tipo de fratura é comum em ligas de alumínio fundidas (ASM International, 1992). A Figura 28 (a) apresenta uma região descolorida em forma de “unha de polegar” (*thumbnail region*), que está comumente associada ao crescimento de trinca lento, ou progressivo subcrítico. Essa região é seguida de uma fratura rápida por sobrecarga. Na Figura 28, observa-se regiões de fratura com aspecto brilhoso, conhecido como clivagem (*cleavage*), típico de análise macroscópica de fraturas frágeis.

Figura 28 – Fractografia dos corpos de prova de fadiga.



Fonte: Elaborado pela autora.

Outra característica a ser observada são cristas de cisalhamento, na forma de marcas radiais, que emanam da origem da fratura e se pela superfície. Apesar das características observadas macroscopicamente, a presença de *dimples*, caracterizados pela formação de microvazios nucleados e coalescidos durante uma fratura dúctil, podem estar presentes em uma análise microscópica refinada. De modo geral, observou-se que defeitos próximos à superfície dos corpos de prova são os principais pontos nucleação de trinca, assim como as porosidades observadas.

Por fim, destaca-se que apesar dos ensaios experimentais de tração e fadiga resultarem em tensões acima das observadas na indústria, a presença dos defeitos de fundição observados pode subestimar as propriedades mecânicas. Portanto, novos parâmetros para mitigar esses defeitos devem ser realizados, como fundição sob pressão e à vácuo, para dimensionar os novamente os valores de tensão de escoamento e tensão de limite de resistência.

5. CONCLUSÃO

O presente trabalho avaliou o efeito da adição de cobalto nas propriedades mecânicas e na morfologia microestrutural de uma liga com composição Al-3%Mg-1%Si-1%Co, correlacionando os resultados obtidos com os parâmetros térmicos experimentais coletados medidos durante a fundição da liga. A adição de cobalto não alterou a estequiometria da fase matriz α -Al, sendo esse composta principalmente por alumínio e magnésio em solução sólida. Por outro lado, o cobalto formou novas fases, como a fase estável Al_9Co_2 , com Fe associado à esta fase, formando uma fase complexa Al-Co-Fe. As principais fases observadas em todas as taxas de resfriamento em equilíbrio são a matriz α -Al, Mg_2Si e Al_9Co_2 . A fase Mg_2Si está disposta na forma de um eutético interdendrítico binário (α -Al - Mg_2Si) e na forma de um eutético interdendrítico ternário, somando-se a fases ricas em Co.

Em relação à morfologia microestrutural, em toda a amplitude de taxas de resfriamento analisadas foi observado um arranjo microestrutural majoritariamente dendrítico, sem direção ordenada de crescimento, devido à transferência de calor não direcional. Foi constatado que, para taxas de resfriamento mais elevadas, ocorreu um refinamento da microestrutura, por meio da redução do espaçamento dendrítico secundário (λ_2). A taxa de resfriamento também influenciou na distribuição dos precipitados ricos em Co e na distribuição de microporosidades que ligas, que foram beneficiados em taxas de resfriamento mais lentas. Comparando com a liga Al-3%Mg-1%Si, a adição de 1% de Co resultou no refinamento total da microestrutura.

Além disso, esse trabalho também permitiu correlacionar os parâmetros térmicos e microestruturais com as propriedades mecânicas. Nos ensaios de microdureza Vickers, observou-se um aumento da microdureza associado a taxas de resfriamento mais rápidas e microestruturas mais refinadas, correlacionando com a relação de Hall-Petch. De modo geral, a adição de 1% de Co elevou a dureza da liga em cerca de 10% em relação à liga Al-3%Mg-1%Si. Nos ensaios de tração, notou-se que a adição de cobalto elevou o limite de resistência a fadiga máximo em cerca de 14% e resultou em maior alongamento da liga, mesmo com a presença de defeitos do processo de fundição.

Nos ensaios de fadiga e análises de fractografia, a adição de cobalto apresentou limite de resistência à fadiga acima do limite de resistência ao escoamento, o que contradiz os conceitos de crescimento de trinca em condições abaixo do limite de tensão de escoamento. Acredita-se que esse fenômeno observado está associado à presença de intermetálicos ricos em Co que inibem o crescimento de trincas, através da formação de barreiras microestruturais,

resultando no aumento do desempenho de vida em fadiga. Por outro lado, a presença de defeitos observados nas análises de fractografia indica que o desempenho da liga nos ensaios de tração e nos ensaios de fadiga pode ter sido seriamente afetado pela concentração de tensão nas microporosidades. A presença dessas microporosidades é o principal fator limitante na vida em fadiga de materiais fundidos. Portanto, as propriedades mecânicas medidas podem estar subestimadas devido aos defeitos presentes, que resultam no comportamento observado.

5.1. Sugestões de trabalhos futuros

Para a melhor controle e compreensão das fases presentes na microestrutura final, assim como estender os estudos nas propriedades mecânicas da liga Al-3%Mg-1%Si-1%Co, sugerem-se os ensaios abaixo:

- Realizar ensaio de fundição sob pressão e em ambiente a vácuo para reduzir a formação de microporosidades e inclusão de óxidos;
- Realizar tratamentos térmicos para avaliar efeito de envelhecimento na formação de fases;
- Realizar análises de Difração de Retroespalhamento de Elétrons (EBSD) para analisar a orientação cristalográfica das fases presentes e análises de Difração de Raios-X (DRX) e microscopia eletrônica de transmissão (TEM) para estudar melhor as fases presentes;
- Realizar análises e ensaios de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) para avaliar o comportamento à corrosão em meio salino.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM INTERNATIONAL. **ASM Metals Handbook Vol. 12: Fractography**. [S.l.: S.n.].

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook-Vol 19: Fatigue and Fracture**. Igarss 2014, n. 1, 2014.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM Handbook Vol. 2: Properties and selection--nonferrous alloys and special-purpose materials**. [S.l.: S.n.]. v. 2

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M: Standard test methods for tension testing of metallic materials**. Annual Book of ASTM Standards, 2010.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-2016: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. Annual book of ASTM Standards, 2016.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E0466-21: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**. Annual book of ASTM Standards, 2021.

AZZAM, Diya; MENZEMER, Craig C.; SRIVATSAN, T. S. The fracture behavior of an Al-Mg-Si alloy during cyclic fatigue. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 20, 2010.

BERND SCHÄFER. Aluminium: The Critical Raw Material Act's Blind Spot. **EIT Raw Materials**, 2024. Disponível em: "<https://eitrawmaterials.eu/news/aluminium-critical-raw-material-acts-blind-spot>". Acesso em: 11 out. 2025.

BRITO, Crystopher Cardoso. **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, Campinas, 2016.

CAI, Qing *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of new die-cast Al-Si-Mg-Mn alloys. **Materials and Design**, v. 187, 2020.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma introdução**. [S.l.: S.n.].

CANTE, Manuel Venceslau. **Solidificação transitoria, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**. 2009.

CHANDROTH, Chinmay Mundayadan *et al.* Microstructural modification, mechanical properties, and wear behaviour of aged Al–Si–Mg/Si₃N₄ composites for aerospace applications. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, v. 8, n. 1, p. 38–52, 1 jan. 2025.

CHEUNG, Noé. **Simulação numérica de tratamento superficial por refusão a laser:**

Interação radiação laser-matéria e solidificação. Tese de doutorado – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

DENG, Pan *et al.* Effect of Zr content on corrosion behavior and chemically-milled surface roughness of Al-Cu-Mg alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 965, 2023.

DOWLING, Norman E. **Mechanical behavior of materials**: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue, Third Edition. Choice Reviews Online, 2007.

DURSUN, Tolga; SOUTIS, Costas. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 56, p. 862–871, 2014.

EDWARDS, G. A. *et al.* The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. **Acta Materialia**, v. 46, n. 11, p. 3893–3904, 1998.

FENG, Jian *et al.* Effects of Ni content on low cycle fatigue and mechanical properties of Al-12Si-0.9Cu-0.8Mg-xNi at 350 °C. **Materials Science and Engineering: A**, v. 706, p. 27–37, 26 out. 2017.

GARCIA, A. **Solidificação**: Fundamentos e Aplicações. [S.l.: S.n.]. v. 3

GLORIA, Antonio *et al.* Alloys for aeronautic applications: State of the art and perspectives. **Metals**, v. 9, n. 6, 1 jun. 2019.

GOULART, Pedro Roberto. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas**. Tese de doutorado, PPG-EM—[S.l.]: Unicamp, 2010.

Jl, Shouxun *et al.* Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 564, p. 130–139, 2013.

JIANG, D. M.; KANG, S. B.; KIM, H. W. Tensile and fatigue fracture behaviour of a spot welded Al-Mg alloy. **Journal of Materials Science Letters**, v. 16, n. 13, p. 1179–1181, 1997.

KUMAR, S.; GRANT, P. S.; O'REILLY, K. A. Q. Fe bearing intermetallic phase formation in a wrought Al-Mg-Si alloy. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 65, n. 6, p. 553–557, 2012.

KURZ, Wilfried; FISHER, David J. **Fundamentals of solidification**. 1984.

LI, Kai *et al.* Investigation of the as-solidified microstructure of an Al-Mg-Si-Cu alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 602, p. 312–321, 2014.

LIU, A. *et al.* An evaluation on high cycle fatigue fracture characteristics of 2024-T351 Al alloy with different surface defects. **Mechanics of Materials**, v. 164, 2022.

LIU, Y. L.; KANG, S. B.; KIM, H. W. Complex microstructures in an as-cast Al-Mg-Si alloy. **Materials Letters**, v. 41, n. 6, p. 267–272, 1999.

MODALAVALASA, Kishor *et al.* Investigation of the Microstructure and Dry-Sliding Wear Behavior of Co Containing Al-Si-Fe Scrap Alloy. **Tribology Transactions**, v. 67, n. 4, p. 765–774, 2024.

MOHAMMED, S. M. A. K. *et al.* Low-cycle fatigue behavior of a newly developed cast aluminum alloy for automotive applications. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 42, n. 9, 2019.

RAGHAVAN, V. Al-Mg-Si (Aluminum-Magnesium-Silicon). **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 28, n. 2, p. 189–191, 2007.

SCHIJVE, Jaap. **Fatigue of structures and materials**. [S.l.: S.n.].

SHANKAR, Karthik V; SREEDEV, E. P. A study on the effect of Co addition on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy cast in permanent mould. **Materials Today: Proceedings**, v. 24, p. 167-176, 2020.

SILVA, Cássio A. P. *et al.* Microstructure, phase morphology, eutectic coupled zone and hardness of Al–Co alloys. **Materials Characterization**, v. 169, 1 nov. 2020.

SOLER, Gabriela de Araújo *et al.* Effect of Co Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of an Al-2wt.%Ni Alloy. **Metals**, v. 14, n. 10, 1 out. 2024.

TOTTEN, George E.; MACKENZIE, D. Scott. **Handbook of Aluminum: Alloy Production and Materials Manufacturing**. [S.l.: S.n.]. v. 2

WANG, Q. G.; APELIAN, D.; LADOS, D. A. Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects. **Journal of Light Metals**, v. 1, n. 1, 2001.

ZHANG, Qi *et al.* Training high-strength aluminum alloys to withstand fatigue. **Nature Communications**, v. 11, n. 1, p. 1–8, 2020.

ZOLOTOREVSKY, Vadim S.; BELOV, Nikolai A.; GLAZOFF, Michael V. **Casting Aluminum Alloys**. [S.l.: S.n.].