

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

**EFEITO DO TEOR DE FERRO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE LIGAS Al-Si-Cu-Mg VARIANDO A TAXA DE RESFRIAMENTO**

RENATO SERGIO MELLO DA SILVA

Itajubá, Dezembro de 2021

MG – Brasil

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

RENATO SERGIO MELLO DA SILVA

**EFEITO DO TEOR DE FERRO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE LIGAS Al-Si-Cu-Mg VARIANDO A TAXA DE RESFRIAMENTO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Materiais para Engenharia como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Ciências em Materiais para Engenharia.

Área de Concentração: Metais

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo

Coorientador: Prof. Dr. Paulo Junho de Oliveira

Itajubá, Dezembro de 2021

MG - Brasil

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, José Renato e Cecília, com todo o meu amor e gratidão, pelo apoio incondicional e incentivo em toda a minha vida e também por sempre acreditarem em mim.

A minha irmã, Joziane, que sempre está ao meu lado me apoiando e incentivando.

Ao meu segundo pai, Paulo, pelo carinho e por todo constante incentivo, apoio e puxões de orelha. Desejo ter sido merecedor do esforço dedicado a mim em todos os aspectos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus e a Nossa Senhora Aparecida, por tudo, sem Ele nada disso seria possível, agradeço pelo dom da vida, pela minha capacidade de pensar e pela proteção e bênçãos de sempre, que a todo momento prevaleça a vossa vontade.

Aos meus pais, que me ensinaram a acreditar em mim e a ter fé em Deus.

A Prof. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo, minha orientadora, pelo oportunidade, confiança, amizade, paciência e apoio.

Ao Prof. Paulo Junho de Oliveira, meu coorientador, por toda a amizade, ajuda e ensinamentos na execução deste trabalho.

A aluna-bolsita do CNPq Ana Rafaela dos Santos pela valiosa ajuda na parte experimental e pela boa vontade em ajudar a qualquer momento.

Ao colega da pós-graduação Lucas Ramon Roque da Silva pela disponibilidade em ajudar sempre.

Aos funcionários do Laboratório de Metalurgia e Materiais da UNIFEI: Marcos Cirilo dos Santos e Claudemiro Luz Teodoro pela disponibilidade e auxílio-técnico e sempre boa vontade em ajudar.

À CAPES pelo apoio financeiro concedido.

E a todos que direta ou indiretamente me incentivaram e auxiliaram na realização deste trabalho.

” Há nela, com efeito, um espírito inteligente, santo, único, múltiplo, sutil, móvel, penetrante, puro, claro, inofensivo, inclinado ao bem, agudo, livre, benéfico, benévolo, estável, seguro, livre de inquietação, que pode tudo, que cuida de tudo, que penetra em todos os espíritos, os inteligentes, os puros, os mais sutis. Mais ágil que todo o movimento é a Sabedoria, ela atravessa e penetra tudo, graças à sua pureza.

Ela é um sopro do poder de Deus, uma irradiação límpida da glória do Todo-poderoso; assim mancha nenhuma pode insinuar-se nela. É ela uma efusão da luz eterna, um espelho sem mancha da atividade de Deus, e uma imagem de sua bondade.

Embora única, tudo pode; imutável em si mesma, renova todas as coisas. Ela se derrama de geração em geração nas almas santas e forma os amigos e os intérpretes de Deus, porque Deus somente ama quem vive com a sabedoria!

É ela, com efeito, mais bela que o sol e ultrapassa o conjunto dos astros. Comparada à luz, ela se sobreleva, porque à luz sucede a noite, enquanto que, contra a Sabedoria, o mal não prevalece.

Ela estende seu vigor de uma extremidade do mundo à outra e governa todas as coisas com felicidade.”

Sabedoria 7, 22-30

Sabedoria 8, 1

O que vale na vida não é o ponto de partida e sim a caminhada.

Caminhando e semeando, no fim, terás o que colher.

Cora Coralina.

*“There is no chance, no destiny,
no fate, that can hinder or control
the firm resolve of a determined
soul”*

Ella Wheeler Wilcox

RESUMO

MELLO DA SILVA, R. S. **EFEITO DO TEOR DE FERRO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS Al-Si-Cu-Mg VARIANDO A TAXA DE RESFRIAMENTO**. 2021. 94P. Dissertação (Mestrado em Materiais para Engenharia). Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2021.

O alumínio é verdadeiramente o metal da vida moderna. Ligas de alumínio tratáveis termicamente envolvem atualmente um lugar de destaque no setor industrial e com perspectivas ainda maiores de utilização no futuro. A liga A356 é amplamente utilizada nas áreas automotiva, aeroespacial e outras áreas industriais devido às suas excelentes propriedades, incluindo alta resistência, baixa densidade e excelente capacidade de fundição. Visando benefícios em custo de produção, menos consumo de energia e eliminação de danos ambientais associados aos setores de mineração e refino, a reciclagem de ligas de alumínio têm sido muito explorada. Nas ligas de fundição recicladas, o ferro é a principal impureza encontrada e, devido à sua baixa solubilidade no alumínio, sua presença leva a formação de segundas fases, como compostos intermetálicos β - Al_5FeSi que se apresentam-se na forma de plaquetas finas e longas (agulhas) que possuem caráter frágil, degradando a resistência e ductilidade da liga, pois atuam como concentradores de tensões. O tamanho das agulhas da fase β - Al_5FeSi aumentam quanto maior o teor de ferro na liga e menor a taxa de resfriamento. Assim, o controle ideal da concentração de ferro nas ligas de fundição é essencial. Com o objetivo de avaliar o efeito do teor de ferro na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga A356 foi realizado a fundição da liga contendo em sua composição 1% e 3% de ferro e depois foram tratadas termicamente. A microestrutura após refusão e solidificação apresentou fases intermetálicas com morfologia acicular da composição $AlSiMgFe$ e $AlFeSi$. Já a microestrutura após tratamento térmico apresentou fases intermetálicas em formas de agulhas de composição β - Al_5FeSi . As adições de ferro resultaram na diminuição da taxa de resfriamento. Foi constatado que a medida que o teor de ferro aumenta, verifica-se uma redução na distribuição da fração volumétrica dos precipitados e um aumento no tamanho de grão. Constatou-se também que com diferentes taxas de resfriamento, a fração volumétrica se altera, concluindo que quanto maior a taxa de resfriamento, maior a fração volumétrica. A partir da realização do ensaio de microdureza para as amostras pós refusão, foi possível notar um aumento nos valores das ligas com teores de ferro. Os valores de microdureza em relação às taxas de resfriamento utilizadas na têmpera, foram inesperados. A simulação de reciclagem deste trabalho e conseqüente contaminação do ferro na liga A356 gerou mudanças na seqüência de solidificação, possibilitando o surgimento de fases primárias formadas de ferro antes da cristalização dos grãos de alumínio.

Palavras-chave: liga A356, ferro, fundição, solubilização, envelhecimento, taxa de resfriamento, reciclagem.

ABSTRACT

MELLO DA SILVA, R. S. **EFFECT OF IRON CONTENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al-Si-Cu-Mg ALLOYS VARYING THE COOLING RATE.** 2021. 94P. Dissertation (Masters in Engineering Materials). Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2021.

Aluminum is the metal of modern life. Heat-treatable aluminum alloys currently occupy a prominent place in the industrial sector and with even greater prospects for use in the future. The A356 alloy is extended to automotive, aerospace and other industrial areas due to its excellent properties, including high strength, low density and excellent castability. Aiming at production cost benefits, less energy consumption and elimination of environmental damage associated with the mining and refining sectors, the recycling of aluminum alloys has been widely explored. In recycled foundry alloys, iron is the main impurity found and, due to its low solubility in aluminum, its presence leads to the formation of second phases, such as β - Al₅FeSi intermetallic compounds which are presented in the form of thin and long platelets (needles) which have a fragile character, degrading the strength and ductility of the alloy, as they act as stress concentrators. The size of the β - Al₅FeSi phase needles increases the higher the iron content in the alloy and the lower the cooling rate. Thus, optimal control of iron concentration in foundry alloys is essential. In order to evaluate the effect of iron content on the microstructure and mechanical properties of the A356 alloy, the alloy was cast, containing 1% and 3% iron in its composition and then heat treated. The microstructure after remelting and solidification presents intermetallic phases with acicular morphology of the AlSiMgFe and AlFeSi composition. On the other hand, the microstructure after heat treatment presents intermetallic phases in needle shapes with β -Al₅FeSi composition. The additions of iron resulted in a decrease in the cooling rate. It was found that as the iron content increases, there is a reduction in the distribution of the volume fraction of precipitates and an increase in grain size. It is also verified that with different cooling rates, the volume fraction changes, concluding that the higher the cooling rate, the greater the volume fraction. After performing the microhardness test for post-remelting, it was possible to notice an increase in the values of alloys with iron contents. The microhardness values in relation to the cooling rates used in quenching were unexpected. The recycling simulation of this work and consequent iron contamination in the A356 alloy generated changes in the solidification sequence, enabling the appearance of primary phases formed of iron before the crystallization of aluminum grains.

Keywords: alloy A356, iron, casting, solubilization, aging, cooling rate, recycling.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 2.1 - Morfologia em forma de agulhas grosseiras e não uniformes..... | 22 |
| Figura 2.2 - Fase α -Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ em forma poliédrica na interfase de um braço dendrítico no interior de uma microporosidade. | 23 |
| Figura 2.3 - Morfologia em escrita chinesa - Fase α -Al ₈ Fe ₂ Si | 23 |
| Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Ferro Alumínio. | 26 |
| Figura 2.5 - Diagrama de fase Al-Si..... | 27 |
| Figura 2.6 - Resumo das etapas dos processos de tratamentos térmicos para as ligas de alumínio. | 28 |
| Figura 2.7 - Microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas..... | 31 |
| Figura 2.8 - Arranjo esquematizado de microestrutura de fundidos. | 32 |
| Figura 2.9 - Microestruturas de um Liga Al-Si-Cu-Mg. (a) bruta de solidificação e (b) homogeneizado por 8h a 500°C para espaçamento entre braços dendríticos secundários de 22 μ | 34 |
| Figura 2.10 - Diferentes temperaturas para dissolução de silício e magnésio na fase α | 36 |
| Figura 2.11 -Imagem de campo claro por Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET). (a) e (b) morfologias de partículas de Mg ₂ Si na matriz com deslocamentos; (c) e (d) são padrões de difração de área selecionada (SADP) correspondentes de partícula e matriz de Mg ₂ Si. | 37 |
| Figura 2.12 - Tamanho médio de grão de α -Al em fase bruta de solidificação. | 38 |
| Figura 2.13 - Micrografia eletrônica de varredura (MEV) da liga A356 com 2,5% Mg em fase bruta de solidificação..... | 38 |
| Figura 2.14 - Liga de alumínio A356 temperada em água e em diferentes temperaturas de tratamentos de fusão. (a) 670°C; (b) 680°C; (c) 690°C e (d) 700°C. | 40 |
| Figura 2.15 - Curvas TTT para A356..... | 41 |
| Figura 2.16 - Evolução dos precipitados coerentes para incoerentes de ligas Al-Si-Mg..... | 42 |
| Figura 2.17 - Sequência da microestrutura, resistência mecânica e dureza. | 43 |
| Figura 2.18 - Ciclo de endurecimento por precipitação. | 43 |
| Figura 3.1 - Fluxograma com as etapas realizadas..... | 47 |
| Figura 3.2 - Indentação feita pelo penetrador do microdurômetro na liga A356..... | 50 |
| Figura 3.3 - Placa de aquisição de dados utilizada..... | 51 |
| Figura 3.4 - Molde utilizado para solidificar a liga de alumínio A356 refundida..... | 53 |
| Figura 3.5 - Demonstração esquemática do lingote obtido e do corte das amostras após a refusão. | 54 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.6 - Fluxograma mostrando as etapas realizadas..... | 55 |
| Figura 3.7 - Representação esquemática do procedimento experimental realizado para obtenção das taxas de têmpera..... | 56 |
| Figura 4.1 - (a) Microestrutura da liga A356 conforme recebida e (b) Ampliação da região eutética..... | 57 |
| Figura 4.2 - (a) Micrografia MEV da liga A356 como recebida e (b) Ampliação das fases intermetálicas..... | 58 |
| Figura 4.3 - Microestrutura do alumínio comercialmente puro, conforme recebido, bruto de solidificação. Ataque Keller 10s..... | 59 |
| Figura 4.4 - Micrografias obtidas por MO da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, para as condições: A356 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe. | 61 |
| Figura 4.5 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, para as condições: A356 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe..... | 62 |
| Figura 4.6 - Curvas de resfriamento das ligas A356 refundida, A356 + 1%Fe, A356 + 3%Fe após a refusão. | 64 |
| Figura 4.7 - Microdureza (HV) do alumínio CP e da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, nas condições A356 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe. | 64 |
| Figura 4.8 - Micrografias obtidas por MO da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após tratamento térmico. | 66 |
| Figura 4.9 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água a 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 68 |
| Figura 4.10 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 69 |
| Figura 4.11 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 71 |
| Figura 4.12 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 72 |
| Figura 4.13 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 90°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 74 |
| Figura 4.14 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 90°C envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 75 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.15 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após resfriamento ao ar e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 77 |
| Figura 4.16 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe, resfriadas ao ar e envelhecidas à 190°C por 8 horas. | 78 |
| Figura 4.17 - Curvas de resfriamento durante a solubilização da liga de alumínio A356, A356 + 1%Fe e A356 + 3%Fe. | 80 |
| Figura 4.18 - Taxas de resfriamento durante a solubilização da liga de alumínio A356, A356 +1%Fe e A356 +3%Fe. | 81 |
| Figura 4.19 - Microdureza (HV) da liga de alumínio A356 – CR, A356, A356 + 1%Fe e A356 + 3%Fe, após tratamento térmico. | 83 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 2.1 - Consumo doméstico de produtos transformados de alumínio..... | 19 |
| Tabela 2.2 - Exportação e importação brasileira de alumínio. | 20 |
| Tabela 2.3 - Composição química nominal da liga A356 | 28 |
| Tabela 2.4 - Reações na solidificação - liga A356 | 30 |
| Tabela 3.1 - Composição química nominal x real da liga A356. | 45 |
| Tabela 3.2 - Composição química fornecida pela empresa INBRA METAIS..... | 45 |
| Tabela 4.1 - Microdureza (HV) da liga de alumínio A356 e do Al-CP conforme recebido, bruto de solidificação comparado com os dados da literatura. | 59 |
| Tabela 4.2 - Taxas de resfriamento de solidificação (\dot{T}), tamanhos de grãos (TG) e fração volumétrica de precipitados da liga de alumínio A356 nas condições: A356 refundida, A356 +1%Fe e A356 + 3%Fe. | 63 |
| Tabela 4.3 - Taxa de resfriamento e fração volumétrica dos precipitados da liga de alumínio A356, A356 + 1% e A356 + 3% de ferro. | 82 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

| | |
|---------|---|
| Al | Alumínio |
| CF | Conforme Recebido |
| CP | Comercialmente Puro |
| EDS | <i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i> |
| FV | Fração Volumétrica dos Precipitados |
| HV | <i>Vickers Hardness</i> (Dureza Vickers) |
| IMBEL | Indústria de Material Bélico do Brasil |
| LABTRIX | <i>Software</i> |
| LCE | Laboratório de Caracterização Estrutural |
| LMM | Laboratório de Metalurgia e Materiais |
| MEV | Microscopia Eletrônica de Varredura |
| MO | Microscopia Ótica |
| TA | Temperatura Ambiente |
| TG | Tamanho de grão |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | |
|----------------------|--|
| \dot{T} | Taxas de resfriamento ou taxa de solidificação |
| $\alpha - \text{Al}$ | Alumínio alfa |
| $\alpha - \text{Fe}$ | Ferro alfa |
| $\beta - \text{Al}$ | Alumínio beta |
| $\beta - \text{Fe}$ | Ferro beta |

Sumário

| | |
|---|-----------|
| 1 INTRODUÇÃO | 16 |
| 1.1 Considerações Iniciais | 16 |
| 1.2 Motivação..... | 16 |
| 1.3 Objetivos | 17 |
| 1.4 Justificativa do Trabalho | 18 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 19 |
| 2.1 O Alumínio e sua reciclagem no Brasil | 19 |
| 2.2 Efeitos do ferro na reciclagem das ligas de alumínio..... | 21 |
| 2.3 Liga A356..... | 26 |
| 2.4 Tratamentos Térmicos da Liga A356..... | 28 |
| 2.4.1 Introdução..... | 28 |
| 2.4.2 Solidificação | 29 |
| 2.4.3 Homogeneização | 33 |
| 2.4.4 Solubilização | 35 |
| 2.4.4.1 Dissolução das fases intermetálicas Mg₂Si | 36 |
| 2.4.3 Têmpera | 39 |
| 2.4.4 Envelhecimento | 42 |
| 3 MATERIAIS E MÉTODOS | 45 |
| 3.1 Materiais | 45 |
| 3.1.1 Liga de Alumínio A356 | 45 |
| 3.1.2 Alumínio comercialmente puro | 45 |
| 3.1.3 Pó de ferro..... | 46 |
| 3.2 Métodos..... | 46 |
| 3.2.1 Descrição dos Experimentos..... | 48 |
| 3.2.2 Técnicas de caracterização | 48 |
| 3.2.2.1 Análise química da Liga A356..... | 48 |
| 3.2.2.2 Microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura..... | 48 |
| 3.2.2.3 Metalografia quantitativa | 49 |
| 3.2.2.3.1 Determinação do tamanho de grão | 49 |
| 3.2.2.3.2 Determinação da fração volumétrica dos precipitados | 49 |
| 3.2.2.4 Ensaio de microdureza Vickers..... | 50 |
| 3.2.2.5 Aquisição dos perfis de temperatura | 51 |

| | |
|---|-----------|
| 3.2.3 Caracterização da liga A356 e do alumínio comercialmente puro conforme recebido | 52 |
| 3.2.4 Procedimentos experimentais | 52 |
| 3.2.4.1 Refusão e Solidificação da Liga A356 (Conforme Recebida) | 52 |
| 3.2.4.2 Corte e obtenção das amostras | 54 |
| 3.2.5 Tratamento Térmico | 54 |
| 3.2.5.1 Têmpera em diferentes meios | 55 |
| 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO | 57 |
| 4.1 Caracterização da Liga A356 conforme recebida e do alumínio comercialmente puro. | 57 |
| 4.1.1 Análise microestrutural | 57 |
| 4.1.3 Microdureza Vickers (HV) | 59 |
| 4.2 Caracterização da liga de alumínio A356 após refusão..... | 60 |
| 4.2.1 Análise Microestrutural | 60 |
| 4.2.2 Metalografia quantitativa..... | 63 |
| 4.2.3 Influência das taxas de resfriamento na microdureza..... | 63 |
| 4.3 Caracterização da liga de alumínio A356 após Tratamento Térmico | 65 |
| 4.3.1 Análise Microestrutural | 65 |
| 4.3.1.1 Têmpera em água à 6°C | 67 |
| 4.3.1.2 Têmpera em água TA | 70 |
| 4.3.1.3 Têmpera em água à 90°C | 73 |
| 4.3.1.4 Resfriamento ao ar | 76 |
| 4.2.3 Influência das taxas de resfriamento na microdureza..... | 79 |
| 5 CONCLUSÕES..... | 85 |
| 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 87 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 88 |

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

O processamento de materiais vem sofrendo constantes avanços na indústria. Com isso tem-se um aumento da competitividade, da demanda por melhor desempenho e também o controle ambiental que, aliado à redução de custos, causa estímulo à indústria em ser mais eficiente visando desenvolver novos meios que possam aumentar sua produção e ter o menor desperdício possível, tanto em peças como em energia.

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante do planeta e é um grande concorrente para aplicações de engenharia desde o final do século 19, quando se tornou economicamente viável (UNGUREANU, DAS e JAWAHIR, 2007). O alumínio reciclado tem todas as características do alumínio extraído da bauxita e pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características e qualidades.

O aumento da produção de ligas de alumínio, devido à crescente demanda, principalmente as utilizadas na indústria automobilística, aeronáutica e transmissão de energia elétrica, já supera a produção de aço e demais ligas metálicas (PRUSA *et al.*, 2017). Contudo, o processo industrial de obtenção de alumínio, a qual envolve três principais etapas, sendo elas, extração de bauxita, refinação da bauxita em óxido de alumínio (alumina) e transformação da alumina em alumínio primário, requer muita energia, tornando o processo altamente custoso. Para a produção primária de alumínio (eletrólise) gasta-se 45 kWh/kg. Já a produção secundária, ou seja, a sucata de alumínio reciclada, consome em média 2,8 kWh/kg (YANG, SHOUXUNG e ZHONGYUN, 2015). Além disso, uma tonelada de alumínio reciclado economiza até 8 toneladas métricas de bauxita, 14.000 kWh de energia, 6300 litros de óleo, 7,6 m³ de terra e a emissão média total de gases de escape é de cerca de 350 kg de CO₂ (BIR, 2018). Diante disso, a reciclagem corresponde a apenas 6% do total de energia comparada com a produção primária de alumínio. Desse modo, tem se tornado fundamental a reciclagem de alumínio e suas ligas para o processamento futuro.

1.2 Motivação

A reciclagem de metais passa por várias etapas de separação de materiais visando reduzir as impurezas, porém, ainda assim os materiais podem conter certo grau de impurezas. Entre elas, o ferro é a impureza mais comum em ligas de alumínio e frequentemente afeta de

forma severa e nociva as propriedades mecânicas destas ligas de alumínio (YANG, HAILIN *et al.*, 2015; PRUSA *et al.*, 2017).

As ligas de alumínio das series 3xxx e 4xxx, ou seja, que contém o silício como elemento principal são as mais utilizadas nos processos de fundição devido a sua boa fundibilidade, fluidez, baixa contração e trincas a quente (WANG *et al.*, 2010; IBRAHIM *et al.*, 2017). Dentre elas, um grupo que vem merecendo destaque é o Al-Si-Cu-Mg que é endurecível pelo tratamento térmico de envelhecimento e, portanto, com as propriedades mecânicas ainda melhores do que na condição fundida (IBRAHIM *et al.*, 2017).

Atualmente o Brasil produz, na grande maioria, alumínio comercialmente puro e ligas para fundição. Sendo que as tratáveis termicamente, muito utilizadas na indústria automobilística e aeronáutica por causa das melhores propriedades, são importadas. Através de levantamento recente, verificou-se que existe pesquisas no país relativas à previsão da microestrutura de ligas fundidas, e muito pouco sobre as etapas posteriores de tratamentos térmicos. Quanto à previsão das propriedades mecânicas é praticamente inexistente. Demonstrando a deficiência brasileira nas etapas tecnologicamente mais nobres (e que, conseqüentemente, as que agregam mais valor) da produção de ligas de alumínio.

A reciclagem do alumínio promove benefícios econômicos e ambientais. Comparado com outros metais, o alumínio possui a maior diferença entre produção primária e secundária, 186 MJ/kg primária comparado com 10-20 MJ/kg para a secundária (GREEN, 2007). Visto que, a indústria automobilística consome e ao mesmo tempo descarta ligas de alumínio em grande quantidade e considerando a produção mundial de automóveis, fica claro a importância de efetivamente reciclar também ligas de alumínio.

Entretanto, o acúmulo de impurezas, oriundas da mistura de diferentes ligas de alumínio e dos insertos de aço e ferro fundido, leva a uma complexa situação. Pesquisas neste tema são relevantes para evitar a reciclagem conhecida como “*down-cycling*”, onde ligas são misturadas produzindo novas ligas de baixo valor agregado. E com isto, gerando uma reciclagem com efeitos econômicos e ambientais negativos (DAVID e KOPAC, 2015).

1.3 Objetivos

- Avaliar os efeitos do teor de Fe (1 e 3% em peso) e das taxas de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga A356 comercial visando melhorias nas

ligas recicladas de alumínio com bom desempenho e baixo custo. Além de contribuir para a preservação ambiental e dos recursos naturais e de energia.

- Avaliar a influência das taxas de resfriamento, durante e após a solidificação e solubilização, nas propriedades da liga envelhecida.

- Investigar a formação dos intermetálicos fases α -Fe e β -Fe e as suas influências nas propriedades mecânicas.

1.4 Justificativa do Trabalho

Com aumento do uso e do descarte de ligas alumínio, a reciclagem das mesmas tem se tornado cada dia mais importantes, sendo o ferro uma inevitável impureza e de difícil remoção. Diante disso, há a necessidade de se avaliar a influência do teor de ferro em ligas comerciais na solidificação e principalmente nas etapas posteriores após tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e envelhecimento e finalmente nas propriedades mecânicas.

Pelo exposto, apesar de muitos trabalhos sobre a influência do teor de ferro na microestrutura de ligas Al-Si, ainda existem poucos dados sobre a influência do ferro nestas ligas quando tratadas termicamente.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O Alumínio e sua reciclagem no Brasil

A cada ano o Brasil consome mais alumínio (Tabela 2.1). De acordo com a Associação de Brasileira de Fundição – ABIFA, em 2018 houve um crescimento de 10,4% na produção de fundidos de alumínio, sendo 172,1 mil toneladas. Em 2019 a produção de Não-ferrosos obteve a marca de 192 mil toneladas. No setor de transporte, houve variação positiva de 4,5% de consumo entre os anos de 2018 e 2019, totalizando 244,2 mil toneladas (ABAL, 2019).

Tabela 2.1 - Consumo doméstico de produtos transformados de alumínio

| Produto | 2018 | 2019 | Valores em toneladas |
|--------------|---------------|---------------|----------------------|
| | | | Varição 2018/2019 |
| Chapas | 628,1 | 700,6 | 11,5 |
| Folhas | 94,1 | 87,8 | -6,7 |
| Extrudados | 237,8 | 234,3 | -1,5 |
| Fios e cabos | 150,7 | 193,3 | 28,3 |
| Fundidos | 169,4 | 173,6 | 2,5 |
| Pó | 25,9 | 30,9 | 19,3 |
| Destrutivos | 41,4 | 38,4 | -7,2 |
| Outros | 25,1 | 26,7 | 6,4 |
| Total | 1372,5 | 1485,6 | 8,2 |

Fonte: Associação Brasileira do Alumínio - ABAL (2019)

Graças às propriedades e características do alumínio, o setor de transporte é o maior consumidor do mundo, onde o alumínio está praticamente presente em todos os componentes dos automóveis. Sendo uma tendência mundial, o alumínio por ser um material de baixa densidade e altamente reciclável, proporciona aos veículos, redução no consumo de combustível, alta eficiência energética e baixa emissão de CO₂, tendo assim uma produção significativamente mais sustentável.

No comércio internacional de alumínio primário (bauxita) o Brasil tem se mantido com saldo positivo, porém para o alumínio secundário (sucata) se mantém com saldo negativo (PEREIRA *et al.*, 2016). Com isso o Brasil exporta alumínio primário e importa alumínio secundário (Tabela 2.2).

Tabela 2.2 - Exportação e importação brasileira de alumínio.

| Valores em toneladas | | | | | |
|---|---------|---------|---------|---------|---------|
| Ano | 2012 | 2013 | 2014 | 2015 | 2016 |
| Alumínio Primário | 523.755 | 419.972 | 314.257 | 309.098 | 332.507 |
| Importação Brasileira de Alumínio (valores em toneladas) | | | | | |
| Alumínio Secundário | 38.653 | 39.253 | 63.257 | 83.521 | 82.195 |

Fonte: Anuário Estatístico do Setor Metalúrgico (2017)

Segundo dados do Anuário Estatístico do Setor Metalúrgico (2017), no ano de 2016 o Brasil importou do México, uma quantidade de 20.957 toneladas de sucata, 10.670 toneladas da Guatemala, 9.131 toneladas da África do Sul e de outros demais países 41.437 toneladas.

Segundo PEREIRA *et al.* (2016) esse cenário sugere uma vulnerabilidade do setor nacional de reciclagem de alumínio às dinâmicas do mercado internacional.

Várias técnicas de análise instrumental são utilizadas para caracterizar e separar impurezas indesejadas no processo de reciclagem da sucata de alumínio. No entanto, esse acúmulo de impurezas no fluxo de materiais de reciclagem tem se mostrado uma barreira para a correta determinação de composição para esse fim (DAVID e KOPAC, 2015), e isso se torna um crescente problema, em todos os casos de reciclagem de metais (LUNDQVIST *et al.*, 2004).

A reciclagem de metais é governada pelas leis da termodinâmica. A remoção de impurezas indesejadas é determinada pelo processo de fusão que se baseia em consideração de energia. Comparado a outros metais, o alumínio tem maior grau de dificuldade na remoção de elementos indesejáveis, devido a essas barreiras termodinâmicas (SCHMITZ, 2006) e isso revela a necessidade de identificar um método eficiente para remoção de impurezas para lidar como impacto negativo na reciclagem em razão desse acúmulo de elementos indesejáveis. A composição química é o principal desafio na reciclagem do alumínio e de suas ligas, a sucata origina-se de diferentes ligas de alumínio, com diferentes elementos de liga, em diferentes quantidades (CEN, 2010). Isso demonstra a dificuldade de controlar o nível de impurezas e a obtenção da composição da liga alvo. O método mais comumente utilizado para controlar o nível de impureza é a diluição do alumínio primário no alumínio secundário (DAVID e KOPAC, 2015).

2.2 Efeitos do ferro na reciclagem das ligas de alumínio

A reciclagem de ligas de alumínio é uma atividade geral em fundições e em consequência do uso de materiais reciclados tem-se o aumento de impurezas nas ligas, em especial o ferro (FURLAN, 2008).

Os resíduos encontrados na reciclagem não são a única fonte de contaminação do banho de alumínio com ferro, outra fonte é a fabricação de fundidos com insertos de aços ou ferro fundido, como é o caso de pistões e blocos de motor e caixas de câmbio. Esses insertos são colocados no molde e depois são imersos em metal líquido e tornam-se parte integrante da peça fundida (GODLEWSKI *et al.*, 2013; PRUSA *et al.*, 2017). No decorrer do processo de solidificação, há a ocorrência de difusão parcial do alumínio no inserto e também do ferro na liga de alumínio, desta maneira, contaminando a liga de alumínio com ferro. Para mais, há um aumento de concentração de ferro, ainda que na forma não intencional, da dissolução do ferro dos insertos de aço e/ou ferro não removidos da sucata de alumínio durante o banho de metal líquido numa etapa posterior a reciclagem (TUPAJ *et al.*, 2016). Geralmente, isto favorece a produção de ligas com teor de ferro elevado, pois seria impossível a separação por processos de separação convencionais (PRUSA *et al.*, 2017; SOO *et al.*, 2018). Assim sendo, procedimentos devem ser desenvolvidos com o intuito de neutralizar ou diminuir os efeitos negativos do ferro.

O ferro está normalmente presentes em ligas de alumínio na forma de impureza e determina a formação de fases ricas em Fe, formando eutéticos secundários nos contornos das células eutéticas $\alpha+\beta$. Em teores mais elevados, o ferro pode levar à formação de partículas grosseiras da fase AlFeSi , afetando de forma maléfica as propriedades mecânicas desses materiais. No entanto, teores mais baixos de ferro são intencionalmente adicionados às ligas de alumínio fundido para suprimir a solda inicial nos moldes metálicos (JABŁOŃSKI *et al.*, 2017). As fases se formam devido à baixa solubilidade do ferro na matriz de alumínio (cerca de 0,05%p em ferro a 650°C) (FREITAS *et al.*, 2019; JABŁOŃSKI *et al.*, 2017). O ferro é principalmente combinado com Al e Si a fim de formar uma variedade de fases intermetálicas secundárias, tais como $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (chamado também de Al_3Fe), Al_6Fe , AlmFe , $\alpha\text{-AlFeSi}$ ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$), $\beta\text{-AlFeSi}$ (Al_5FeSi) (causa efeito fragilizante) e outros (PANAHI *et al.*, 2011), dentre elas, as fases $\beta\text{-Fe}$ são as fases mais prejudiciais. Essa ligação do ferro com o silício elimina os agregados na fundição e agem como concentradores de tensão na superfície. Dessa forma aumentando a

tensão e interferindo no fluxo de líquido nos canais interdendríticos durante a solidificação, resultando em maior fragilidade e porosidade no material (ZHANG *et al.*, 2013).

As fases ricas em Fe são responsáveis pela formação de extensas plaquetas finas, semelhantes a agulhas (Figura 2.1), de composto intermetálicos β - Al_5FeSi (ABEDI e EMAMY, 2010). Ainda segundo Abedi e Emamy (2010), vários métodos têm sido estudados com o intuito de reduzir a influência prejudicial quando o Fe presente no alumínio está em excesso, porém, de forma econômica não pode ser removido, forçando o aprimoramento de estratégias/técnicas para neutralizar seus efeitos negativos. Quando a quantidade de ferro presentes nas ligas Al-Si é maior que um certo valor (0,4% - 0,5% em peso), um aumento significativo na porosidade deve ser observado.

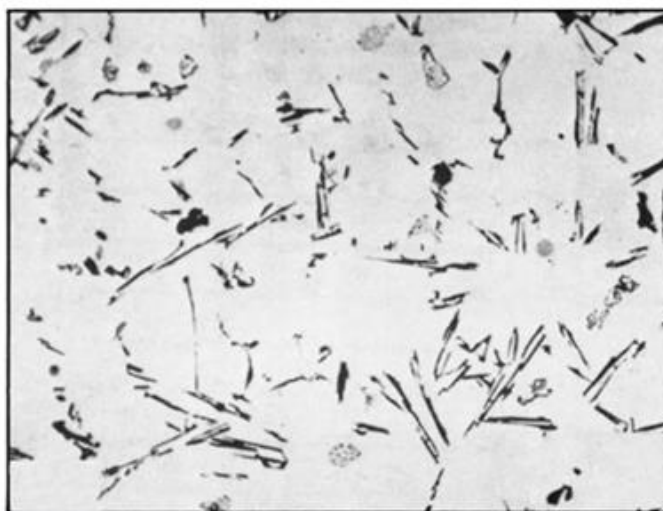


Figura 2.1 - Morfologia em forma de agulhas grosseiras e não uniformes.
Fonte: Kaufman e Roy (2004)

A contaminação do alumínio com o ferro pode provocar mudanças na sequência de solidificação, com isso têm-se a formação de fases primárias contendo ferro antes da cristalização dos grãos do alumínio (NARAYANAN, SAMUEL, GRUZLESKI, 1994; PUNCREOBUTR *et al.*, 2014). Durante a solidificação das ligas Al-Si hipoeutéticas, as dendritas de alumínio primário nucleiam na temperatura *liquidus* e as partículas β nucleiam no campo de soluto à frente das dendritas a uma temperatura um pouco acima da temperatura eutética (FURLAN, 2008).

O ferro combinado com o alumínio, magnésio e/ou silício pode formar intermetálicos como o β - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (placas), α - Al_5FeSi (escrita chinesa) e π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ (OLVEIRA, 2020). A formação e o tamanho desses intermetálicos é diretamente relacionada com o nível de ferro ou com o resfriamento rápido da liga. A nucleação e a propagação de micro trincas é

facilitada pela presença desses intermetálicos, reduzindo as propriedades mecânicas do material como, por exemplo, a ductilidade.

Grandes dimensões longitudinais, ou seja, as fases ricas em ferro em forma de agulhas, são caracterizadas pela grande fragilidade (PRUSA *et al.*, 2017) e afetam negativamente as propriedades mecânicas das ligas (WANG *et al.*, 2016). Estes atuam como locais de nucleação e crescimento de trincas e concentradores de tensão (PRUSA *et al.*, 2017). Segundo Wang *et al.* (2010) formam principalmente precipitados na forma de cristais α -Fe ($\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$) ou β -Fe (Al_5FeSi) (SAMUEL *et al.*, 1996; SAMUEL *et al.*, 2014; WANG *et al.*, 2010; TUPAJ *et al.*, 2016).

Intermetálicos cristalinos ou cristais do tipo α -Fe ocorrem durante a solidificação eutética com o α -alumínio e geralmente aparece com morfologia poliédrica (Figura 2.2) ou escrita chinesa (Figura 2.3).

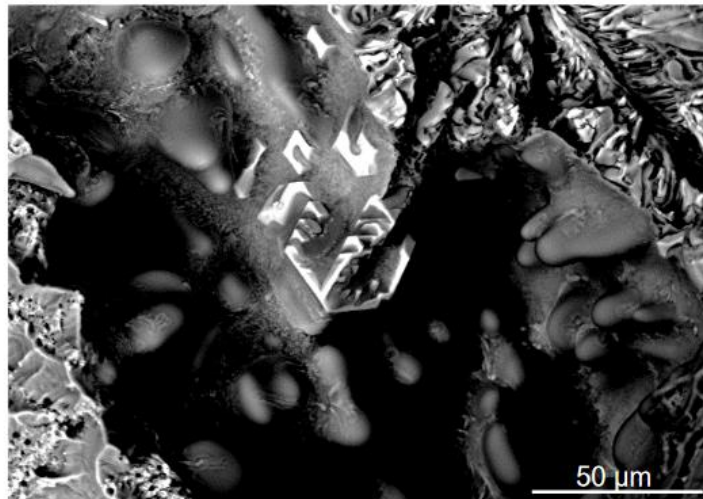


Figura 2.2 - Fase α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ em forma poliédrica na interfase de um braço dendrítico no interior de uma microporosidade.

Fonte: Malavazi (2013)

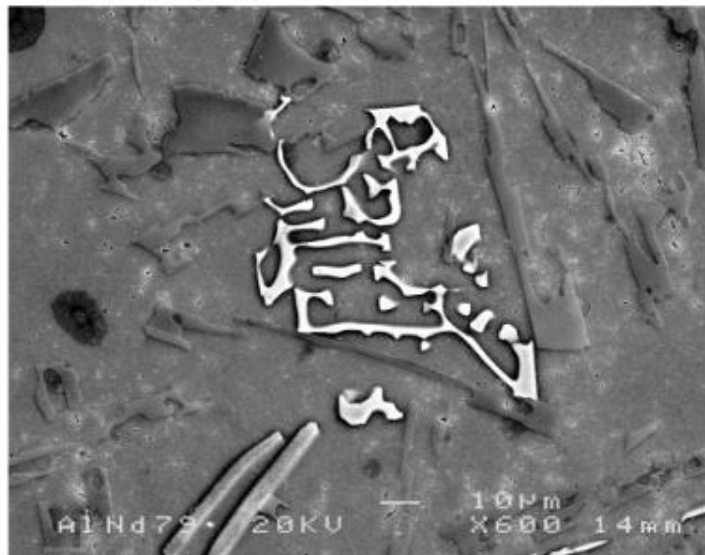


Figura 2.3 - Morfologia em escrita chinesa - Fase α - $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Si}$

Fonte: Cao e Campbell (2004)

Quando há solidificação com uma fase primária, têm-se a estrutura poliédrica (WANG *et al.*, 2010; YANG *et al.*, 2015), enquanto a estrutura escrita chinesa forma-se numa temperatura relativamente baixa, em conjunto com a estrutura eutética (WANG *et al.*, 2010). Resultados de Wang *et al.* (2010), demonstraram que devido à forma e às dimensões, os intermetálicos α -Fe podem minimizar os efeitos maléficos dos intermetálicos β -Fe (WANG *et al.*, 2010; SADROSSADAT e JOHANSSON, 2009; TUPAJ *et al.*, 2016).

Fases que contenham ferro, tem maior probabilidade de crescimento, gerando cristais grosseiros na fase líquida. Portanto, intermetálicos ricos em ferro, afetam pouco o limite de escoamento nas ligas de Al-Si, diminui o limite de resistência à tração e reduz de forma drástica a ductilidade e em consequência o material é fragilizado (FREITAS *et al.*, 2019; HWANG *et al.*, 2008).

Quanto ao intermetálico β -Fe, um precipitado naturalmente duro e frágil na forma de plaquetas tridimensionais, geralmente atua como um concentrador de tensão e interfere no fluxo de metal líquido nos canais interdendríticos durante a solidificação (WANG *et al.*, 2010). Sua morfologia é diretamente relacionada com o teor de ferro (WANG *et al.*, 2010). As dimensões das fases intermetálicas ricas em Fe aumentam com o aumento da concentração de ferro e com a diminuição da taxa de resfriamento após a solidificação (TUPAJ *et al.*, 2016).

Se a taxa de resfriamento durante a fundição for lenta, a adição de ferro faz com que a fase β – Al_5FeSi semelhante a uma placa grossa, cristalize, diminuindo substancialmente a tenacidade (CAO e CAMPBELL, 2006).

Sob outra perspectiva, o Mg é adicionado intencionalmente às ligas de Al-Si com a intenção de melhorar a capacidade do tratamento térmico e conseqüentemente, por meio da precipitação de fases intermetálicas Mg_2Si durante o envelhecimento artificial, a melhora da resistência ao escoamento e o endurecimento por deformação (ELSHARKAWI *et al.*, 2010; FORTINI *et al.*, 2016). Além disso, a formação de composto intermetálicos ricos em Fe depende da quantidade de Mg na liga. A liga A356 contém teores de Mg a partir de 0,25% a 0,4%p. (FORTINI *et al.*, 2016). Wang *et al.* (2003) demonstraram que a ductilidade da liga A356 é diminuída quando aumentado o teor de Mg de 0,4% para 0,7%p, isso ocorre devido ao aumento do tamanho e da fração de volume do intermetálico de Fe.

Dinnis e colaboradores (2006) investigaram os efeitos da concentração de ferro nos níveis de porosidade em fundições de liga Al-Si. Observou-se que o aumento das concentrações de ferro aumenta a porosidade em todas as ligas, exceto as ligas de Al-5% Si contendo cobre, estes exibiram um mínimo de porosidade no conteúdo crítico de ferro. Também foi observado

que a porosidade é maior nas fundições de Al-9%Si do que nas fundições de Al-5%Si. Estudos anteriores sugerem que a porosidade aumenta com o conteúdo de ferro porque as plaquetas Al_5FeSi bloqueiam os canais interdendríticos.

Yi e colaboradores (2004) descobriram que na ausência de outros defeitos, como porosidade, os intermetálicos $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ de alto teor de Fe da liga A356 promovem a iniciação de trincas, aumentando a concentração de tensão/deformação na região eutética. A adição de 0,1 a 0,7% de peso em Fe em ligas de alumínio favorece a formação de fase rica em ferro do tipo $\alpha\text{-Fe}$ e pode aumentar a resistência em altas temperaturas (WANG *et al.*, 2010).

Mais recentemente, pesquisas têm dado ênfase sobre o refinamento das partículas de silício e de ferro em ligas. Zhang e colaboradores (2009) verificaram que a microestrutura bruta de solidificação da liga Al-14%Fe-2%Si (alto teor de Fe) depende fortemente da taxa de solidificação, e que taxas altas reduzem o tamanho dos intermetálicos e favorecem a formação o intermetálico $\alpha\text{-Fe}$ em detrimento do $\beta\text{-Fe}$ (ZHANG *et al.*, 2009).

Então, a morfologia, tamanho das partículas e a quantidade, depende da composição química da liga e também da taxa de resfriamento. Sendo assim, as partículas ricas em ferros, mesmo que compactas, são nocivas para a ductilidade das ligas de Al-Si, ocasionando falhas durante a vida útil.

A análise do Diagrama de Fases Al – Fe, mostrado na Figura 2.4, permite observar que esse Diagrama não apresenta reação eutética e que a solubilidade sólida do ferro no alumínio é nula. As possíveis ligas formadas entre o ferro (até um teor aproximado de 40%) e o alumínio (um teor de no mínimo 60%) farão parte de um campo bifásico. Acima de 655°C haverá fusão parcial, sendo que essas 2 fases (líquida + sólida) serão constituídas de alumínio puro fundido (fase líquida) e da fase sólida constituída principalmente por precipitados sólidos FeAl_3 . A temperatura de fusão desses precipitados está em torno de 1160°C. Abaixo de 655°C as ligas estarão totalmente no estado sólido e praticamente não serão observadas modificações da composição química dessas fases com o resfriamento lento até a temperatura ambiente. É possível observar também que os precipitados FeAl_3 apresentam um teor (em peso) de ferro de aproximadamente 40% e de alumínio de 60%. Portanto, a adição de 1 e 3% de ferro à liga A356 resultará em 2 fases: predominância da matriz de alumínio e a formação de precipitados do tipo FeAl_3 . A temperatura de fusão total dessas ligas Al + Fe aumenta com o aumento do teor de ferro.

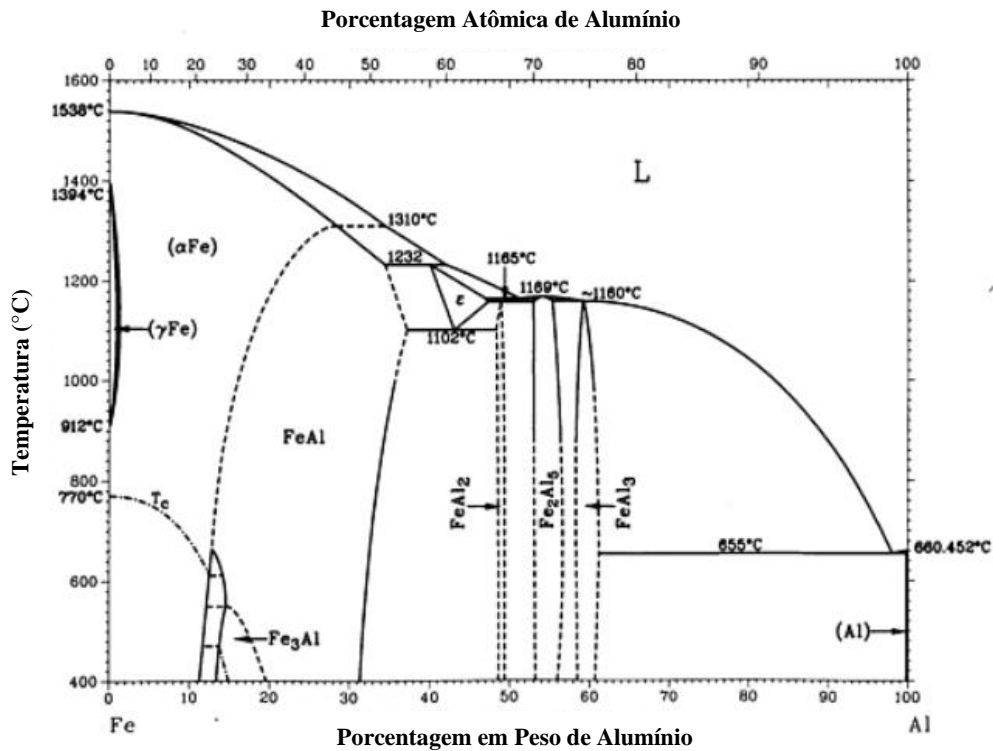


Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Ferro Alumínio.
Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK (1999).

2.3 Liga A356

As ligas Al-Si possuem uma ótima fundibilidade e isso permite combinar excelentes propriedades físicas, das quais resistência à corrosão e menor possibilidade de trincas a quente, baixo coeficiente de expansão térmica, boa usinabilidade, soldabilidade e boa relação resistência/peso, são as consideradas de maiores importâncias. Tais propriedades são muito atrativas à indústria de transporte, como aeroespacial, automotiva e naval, e permitem melhor desempenho e menor impacto ambiental quando alcançadas reduções nas pesagens dos veículos (CARDINALE *et al.*, 2017). As partículas eutéticas de silício e a fase α rica em alumínio são as principais razões na obtenção dessas propriedades das ligas Al-Si (ÖZTÜRK *et al.*, 2018). O silício tendo apenas 2,3 g/cm³ de densidade (menor que os 2,7 g/cm³ do alumínio), não provoca variação na densidade das peças finais, sendo sua leveza muito importante nos fundidos de alumínio (ÖZTÜRK *et al.*, 2018).

As ligas Al-Si são constituídas por três grupos que a depender do teor presente de Si podem ser: ligas hipoeutéticas (7 a 11% de Si em peso), eutéticas (11 a 13% de Si em peso) e hipereutéticas (14 a 20% de Si em peso), dentre elas a mais importante são as do grupo hipoeutéticas (HATCH, 1984). O diagrama de fase Al-Si (Figura 2.5) mostra o sistema binário e exibe um eutético simples em 577°C com composição de 12,2% de silício.

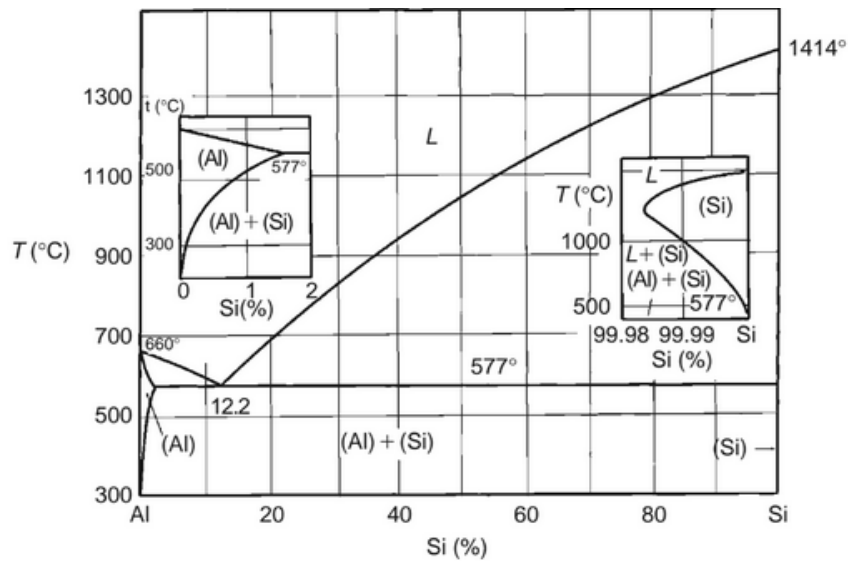


Figura 2.5 - Diagrama de fase Al-Si
 Fonte: GLAZOFF, ZOLOTOREVSKY e BELOV (2010)

Durante a solidificação das ligas Al-Si hipoeutéticas, ocorre a formação da fase α que desenvolve formato dendrítico até alcançar a composição eutética através do líquido presente nas regiões interdendríticas e então ocorrem as reações eutéticas, sendo a principal a reação binária Al-Si. Nas reações eutéticas, ocorre também uma pequena quantidade de eutéticos secundários e ternários, a depender da quantidade de impurezas e de ligas presentes no material.

A liga A356 hipoeutética, objeto deste trabalho, contém teores de Si, responsáveis por aumentar a fluidez, fundibilidade, resistência mecânica e resistência a trincas, que variam de 6,5% a 7,5%p. Já os teores de Mg, são encarregados de formar partículas de Mg_2Si (siliceto de magnésio) precipitadas na matriz e assim fornecer maior dureza e resistência pós tratamento térmico, este tem sua variação entre 0,25 a 0,45%p. Os elementos de Cu e Fe são impurezas que fragilizam o material e, portanto, devem ser controlados. Quando os níveis de impurezas excedem o máximo aceitável na liga A356, por exemplo, alto teor de cobre e níquel, a ductilidade e a resistência a corrosão diminuem e quando o ferro está com alto teor tem decréscimo na resistência e na ductilidade.

A composição química nominal da liga A356 é mostrada na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Composição química nominal da liga A356

| | Si | Mg | Cu | Mn | Fe | Zn | Ti | Al |
|------|-----|------|-----|-----|-----|-----|-----|---------|
| Mín. | 6,5 | 0,25 | - | - | - | - | - | Balanço |
| Máx. | 7,5 | 0,45 | 0,2 | 0,1 | 0,2 | 0,1 | 0,2 | |

Fonte: Adaptado de *METALS HANDBOOK* (2004)

2.4 Tratamentos Térmicos da Liga A356

2.4.1 Introdução

O tratamento térmico consiste num processo de aquecimento e resfriamento realizado com o objetivo de alterar as microestruturas, as propriedades mecânicas e/ou o estado de tensões de um material (OLIVEIRA, 2018). Para a liga A356 fundida em molde permanente, as normas ASTM B917/B917M-2001 recomendam tratamento de solubilização de 4 a 12 horas a 540°C, têmpera em água, envelhecimento a temperatura ambiente por 8 horas e envelhecimento artificial a 155°C de 6 a 12 horas (HÉRNANDEZ-PAZ *et al.*, 2004). O tratamento térmico das ligas de alumínio tem como objetivo aumentar a resistência mecânica e/ou a dureza das ligas através da alteração da solubilidade dos elementos de liga na solução sólida e assim proporcionar a formação de precipitados endurecedores na matriz de alumínio. Vale destacar que a formação dos precipitados deve ocorrer de forma controlada, em especial o tamanho dos precipitados e conseqüentemente a sua coerência com a matriz, caso haja um crescimento excessivo desses precipitados, ocorrerá a incoerência com a matriz e resultará em uma queda de dureza, processo esse denominado superenvelhecimento.

A Figura 2.6 resume as etapas dos processos de tratamentos térmicos.

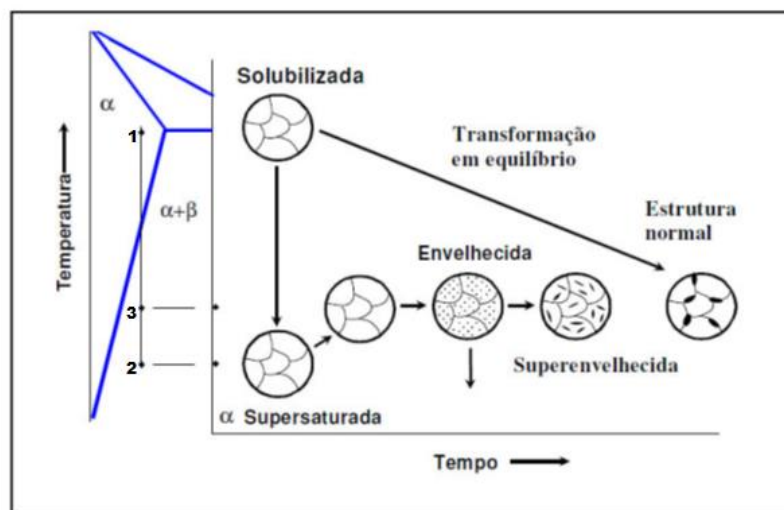


Figura 2.6 - Resumo das etapas dos processos de tratamentos térmicos para as ligas de alumínio.

Fonte: Adaptado de Buha, 2005.

A taxa de mudanças estruturais no processo de tratamento térmico é em geral controlada pela taxa na qual os átomos mudam sua posição na estrutura. A difusão ou o movimento dos átomos causa as mudanças nas propriedades mecânicas do material.

Os efeitos da taxa de resfriamento no tratamento térmico da liga A356 fundida foram investigados por Yang e colaboradores (2015). Em seus experimentos a liga foi fundida em dois tipos de moldes de metal, sendo um de cobre e outro de aço inoxidável. A decisão por dois tipos de moldes foi para preparar as amostras com duas taxas de resfriamento diferentes. Durante a solidificação, dois termopares do tipo K foram colocados no centro do molde para registro da curva de resfriamento, as taxas médias de resfriamento foram de 96 K/s para amostra no molde de cobre e 3 K/s para amostra no molde de aço inoxidável. Em seus resultados conclui-se que a desintegração, esferoidização e engrossamento do silício eutético em alta taxa de resfriamento é mais rapidamente modificada com o molde de cobre, isso confere redução no tempo de tratamento térmico e melhora nas propriedades de tração da liga. De acordo com os autores, a desintegração, a esferoidização e o engrossamento do silício eutético da liga A356 são concluídos durante o tratamento térmico por meio de duas etapas, onde primeiramente ocorre a desintegração e esferoidização do silício eutético e em seguida o engrossamento do silício eutético.

2.4.2 Solidificação

A solidificação nada mais é do que a mudança da fase líquida para sólida. No entanto, durante essa transição, o material sofre mudanças em sua estrutura desordenada no estado líquido e se transforma em um arranjo ordenado de cristais no estado sólido. O estudo da solidificação de metais e suas ligas é muito importante, pois em algum estágio de sua fabricação, seja de forma acabada ou semi acabada, transforma-se.

Após a solidificação, a estrutura que se forma define as propriedades do produto final. A microestrutura pode apresentar forma e tamanho muito variáveis de acordo com a taxa de resfriamento, o que afeta diretamente as propriedades físicas, químicas e mecânicas do material. Perfis térmicos no metal e no molde, velocidades e tempos de solidificação, são importantes parâmetros que afetam o processo de transferência de calor durante a solidificação na fundição. Tais parâmetros influenciam diretamente nas propriedades do material, o que se torna o conhecimento desses parâmetros consideráveis para o controle da estrutura final da peça. Amostras brutas de fundição possuem variações de composição ao longo de sua estrutura quando observadas (GARCIA, 2001).

Ao longo da solidificação, o soluto que de um modo geral engloba elementos e/ou impurezas em sua composição química, são reorganizados a partir da superfície de resfriamento. Diante disso, a termodinâmica do processo impõe uma rejeição de soluto ou solvente que dependerá da posição relativa da liga em seu respectivo diagrama de fases, e que terá como consequência um movimento de espécies associado à transferência de calor que acompanha a transformação líquido/sólido. Essa reorganização acontece a partir de uma fronteira de solidificação, podendo ser considerada macroscopicamente plana quando se refere a ligas diluídas/material de baixo grau de impurezas ou quando se tratar de ligas mais concentradas. A microestrutura resultante da distribuição do soluto e/ou impurezas definirá o perfil de características químicas e mecânicas do produto solidificado (GARCIA, 2001).

A solidificação de ligas metálicas corresponde na prática a um fenômeno de não equilíbrio, onde várias reações podem ocorrer no líquido interdendrítico. A Tabela 2.4, a seguir, de acordo com Backerud e colaboradores (1990), mostra as reações que podem ocorrer na solidificação da liga A356.

Tabela 2.4 - Reações na solidificação - liga A356

| Reações | Temperatura (°C) |
|---|------------------|
| Dendritas α | 615 |
| $\alpha + \text{Si}$ | 575 |
| $\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}$ | 575 |
| $\alpha + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$ | 567 |
| $\alpha + \text{Si} + \text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ | 567 |
| $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$ | 555 |
| $\alpha + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ | 554 |

Fonte: Backerud *et al.* (1990)

O tipo de microestrutura presente na liga está intimamente relacionado à evolução da forma da interface sólido-líquido durante o processo de solidificação. As dendritas formam a interface sólido-líquido durante a solidificação e, poças de líquido são isoladas com fases secundárias insolúveis, com inclusões não-metálicas, intermetálicos e cavidades formadas pelos gases que ficaram retidos (PARAY, 1995). Em ligas Al-Si, essas dendritas são ricas em alumínio e são envolvidas pela estrutura de silício eutético. O crescimento da microestrutura dendrítica é comum nas condições originais de solidificação de materiais fundidos, principalmente em ligas de alumínio (HATCH, 1993).

As dendritas possuem ramificações que se repetem, semelhantes à de uma árvore. A liga formada pela estrutura dendrítica completa possui uma rede de ramos dendríticos em cada grão, que é caracterizada pelo espaçamento dendrítico primário, secundário e terciário, juntamente com os produtos segregados, porosidade e contornos de grão, que caracterizam o arranjo estrutural resultante das características mecânicas (GARCIA, 2001).

A Figura 2.7 ilustra a microestrutura dendrítica resultante da distribuição de soluto e/ou impurezas.

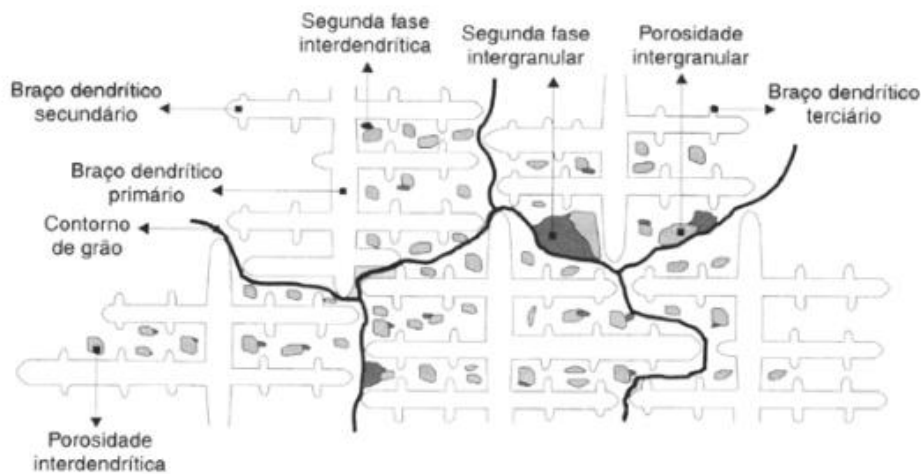


Figura 2.7 - Microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas.
Fonte: Garcia (2001)

A taxa de solidificação determina o tamanho da microestrutura, incluindo a fração, tamanho e distribuição das fases intermetálicas e o perfil de segregação do soluto na fase α -Al, tais características são determinadas durante a solidificação. Já a qualidade e as propriedades mecânicas são determinadas por parâmetros térmicos ainda na solidificação, especialmente pelo arranjo estrutural da microestrutura. A Figura 2.8 mostra um arranjo esquematizado da microestrutura de metais fundidos (BOUCHARD & KIRKALDY, 1997; OSÓRIO, 2000; GARCIA, 2007).

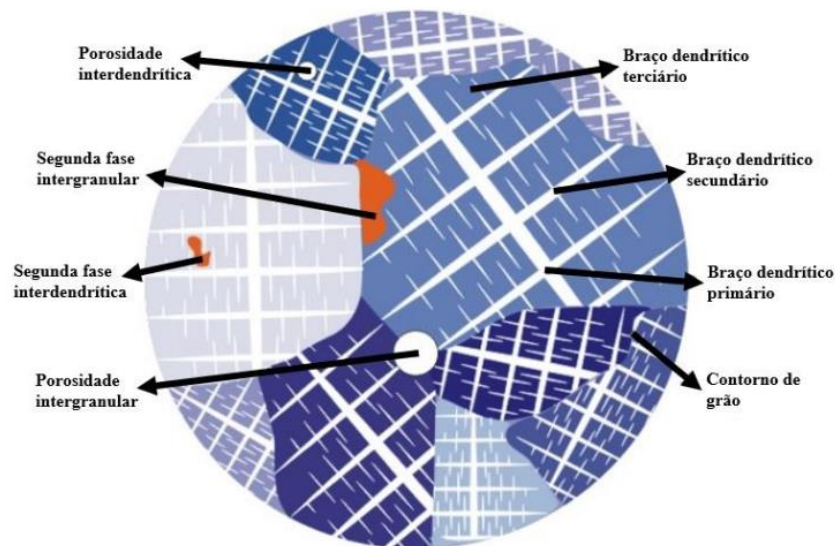


Figura 2.8 - Arranjo esquematizado de microestrutura de fundidos.
Fonte: Adaptado de Rosa (2007).

As propriedades da liga A356 são dependentes da morfologia eutética, do tamanho de grão e das propriedades térmicas de solidificação. Um bom controle do processo garante a obtenção de materiais com a especificação desejada (HEGDE *et al.*, 2008).

Anyalebechi (2003) estudou os efeitos da taxa de solidificação nas características das fases constituintes formadas durante a solidificação da liga de alumínio A356. Para isso foi utilizado lingotes refrigerados unidirecionalmente com taxas de resfriamento de 0,2 – 7,5 K/s. Anyalebechi (2003) percebeu que tanto o tamanho das fases constituintes e o tamanho da célula dendrítica diminuíram exponencialmente com o aumento da taxa de solidificação. Diante disso, constatou-se que o aumento da taxa de solidificação diminuiu as quantidades relativas das fases Mg_2Si e $\beta-Al_9Fe_2Si_2$, porém aumentou também a quantidade relativa da fase $\pi-Al_8Si_6Mg_3Fe$ formada durante a solidificação da liga.

Tian *et al.* (2018) investigaram os efeitos da taxa de resfriamento de solidificação na microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de pistão Al-Si-Cu-Mg-Ni fundida. Foi evidenciado que com o aumento na taxa de resfriamento de solidificação a liga foi refinada de 84,1 μm para 0,82 μm e que as principais fases de fortalecimento ($\delta-Al_3CuNi$ e $\gamma-Al_7Cu_4Ni$) aumentaram e a forma mudou de grandes cadeias contínuas e longas para aglomerados e com granulometria menores.

No caso dos produtos fundidos, o grau de refinamento das dendritas tem influência direta nos tratamentos térmicos posteriores. Tais estruturas formam-se com um teor muito diferente de soluto da liga. Esta característica tem efeito direto no tempo de homogeneização (MELO, 2005).

Cada grão na estrutura cristalina cresce a partir do núcleo, assim o tamanho final de grão é definido pela quantidade de núcleos estáveis presentes no líquido durante a solidificação, com

isso, quanto maior a quantidade de núcleos, mais grão se formam e menor é o tamanho de grão, denominado então, refino de grão. O grau de refinamento influencia diretamente nos tratamentos térmicos subsequentes dos produtos fundidos. O tempo de homogeneização é quem ditará essas características. A adição de inoculantes (catalizador da nucleação) pode ser utilizada para o refino de grão. Tais catalisadores podem ser: paredes do molde, película de óxido na superfície do líquido, partículas sólidas em suspensão no líquido (GARCIA, 2001).

As ligas hipoeutéticas de AlSiCu apresentam três reações durante o processo de solidificação, começando com a formação de dendritos de alumínio seguida por duas fases eutéticas principais. A presença de elementos de liga e impurezas como Cu, Mg, Mn e Fe pode levar à formação de composições mais complexas (DOBRZANSKI *et al.*, 2007).

Segundo Uzun *et al.* (2004), a solubilidade sólida do Si na fase α -Al é muito limitada, principalmente nas técnicas convencionais de solidificação. Tendo uma solidificação rápida, há melhora nas propriedades mecânicas da liga, aumentando o limite de solubilidade do soluto, refinamento da microestrutura e dispersão das fases secundárias.

2.4.3 Homogeneização

A homogeneização, conhecida também como pré-aquecimento do lingote anterior ao trabalho a quente, têm como um dos principais objetivos o aumento da trabalhabilidade. Consiste na manutenção da liga a uma temperatura elevada afim de diminuir ou eliminar por difusão, a segregação química e seguida de resfriamento lento (SPIM, 2004). Ainda segundo o autor, a temperatura e o tempo utilizados nesse tratamento dependem da taxa de difusão e da estrutura original do material.

Empiricamente as observações metalográficas em microscópio ótico conseguem determinar o tempo e a temperatura que serão necessários para a dissolução das partículas de segunda fase e também diminuir a segregação (SPIM, 2004). É importante ressaltar que o tempo necessário para a dissolução e homogeneização dos elementos depende da morfologia, composição, tamanho e distribuição das fases presentes após a solidificação, bem como da temperatura de tratamento da solução (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2010). Também é importante destacar que a partir de diferentes taxas de resfriamento, pode-se obter variações da morfologia, composição, tamanho e distribuição das fases presentes após a solidificação.

Existem métodos que permitem quantificar o grau de micro segregação, as taxas de dissolução e de homogeneização. Via de regra, se a estrutura dendrítica for grosseira, maior

será a segregação e mais árduo a homogeneização, isso se dá ao fato de que, as distâncias de difusão de átomos tornam-se mais longas para serem vencidas (SPIM, 2004).

O tratamento de homogeneização é uma etapa imprescindível para melhorar as propriedades mecânicas. Uma reação metalúrgica chave que ocorre durante o processo de homogeneização de ligas Al-Si-Cu-Mg é a dissolução das fases secundárias (SADEGHI *et al.*, 2017). Durante o processo de homogeneização, ocorrem outras reações, como a esferoidização das fases eutéticas do Si, fragmentação das fases intermetálicas do Fe, redistribuição do soluto associada à dissolução da fase secundária e a remoção da micro segregação, e por fim, da microestrutura dendrítica.

A Figura 2.9 mostra a evolução microestrutural de uma liga Al-Si-Cu-Mg como fundido e depois como homogeneizado.

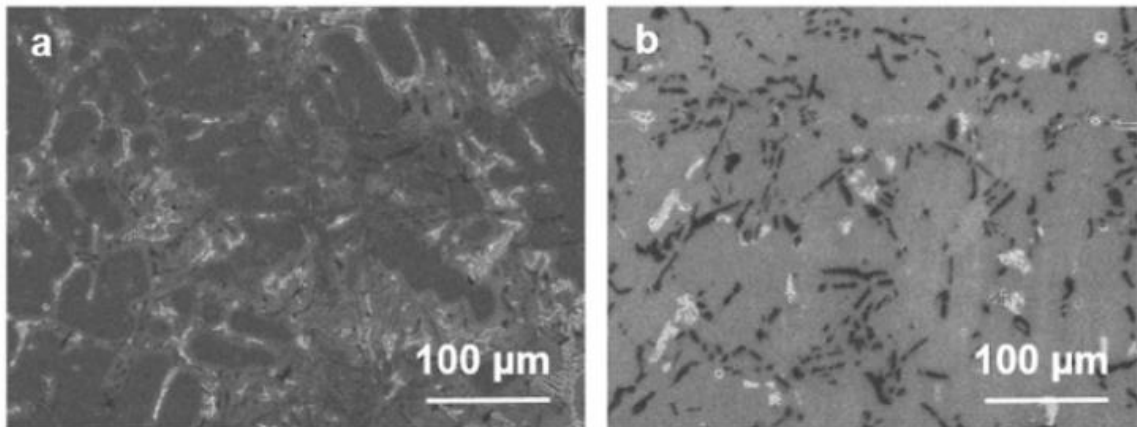


Figura 2.9 - Microestruturas de um Liga Al-Si-Cu-Mg. (a) bruta de solidificação e (b) homogeneizado por 8h a 500°C para espaçamento entre braços dendríticos secundários de 22µ.

Fonte: SADEGHI *et al.* (2017)

Um fator muito importante é o conhecimento do espaçamento entre braços dendríticos secundários da microestrutura como fundida, que por sua vez é controlada pelo resfriamento da solidificação (MANENTE e TIMELLI, 2011). O espaçamento entre braços dendríticos secundários releva a distância entre as partículas da fase rica em Cu e também a distância das fases intermetálicas do Fe que afetam os tempos de dissolução e homogeneização (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2014).

2.4.4 Solubilização

O tratamento térmico de solubilização é realizado à temperatura elevada tendo como principal objetivo a dissolução da maior quantidade possível de átomos de soluto, como silício, magnésio, cobre ou zinco na matriz do alumínio, tendo então uma solução sólida mais homogênea.

Para que o tratamento seja possível, a liga deve apresentar a capacidade de dissolver átomos de soluto em sua matriz, em uma faixa definida de temperatura, de modo a formar uma estrutura monofásica (ASM, 1990). Durante o resfriamento de uma liga que atravessa o intervalo entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*, o diagrama de fases indica que as composições de equilíbrio entre o sólido e o líquido variam a cada instante (ÁVILA, 2019).

No tratamento térmico de solubilização, usado nas ligas Al-Si-Cu-Mg, o material é aquecido até a uma temperatura de cerca de 550°C (ASM 1990), onde ocorre a solubilização dos elementos de liga, seguido de um brusco resfriamento com o objetivo de manter os elementos de liga em solução sólida supersaturada à temperatura ambiente (PARAY, 1995). Em modo de solidificação, as ligas Al-Si-Cu-Mg são hipoeutéticas e a microestrutura consiste na fase primária α -Al e nas fases eutéticas de Al-Si.

Partículas grosseiras de Si acicular e bordas afiadas levam ao início prematuro de trincas durante a deformação (HAGHDADI *et al.*, 2012). Com isso a trabalhabilidade à temperatura ambiente fica comprometida (KOVAČEVIĆ, 2008).

Na solução sólida os elementos adicionais Mg e Cu estão na fase primária α -Al ou estão na forma de fases intermetálicas Mg_2Si ou Al_2Cu (THORBORG *et al.*, 2015). De acordo com o diagrama de fases, a concentração de Mg ou de Cu é dependente da temperatura na solução sólida. Essa dependência é conferida durante o tratamento de solubilização para a obtenção da solução supersaturada de Mg e Cu, que é mantida com a têmpera para permitir a formação de precipitados endurecedores durante a etapa de precipitação (THORBORG *et al.*, 2015).

As fases intermetálicas Mg_2Si possuem alto módulo de Young (120 GPa), alto ponto de fusão (1083°C), baixo coeficiente de expansão térmica ($7,5 \times 10^6 \text{ K}^{-1}$) e densidade ($1,99 \text{ g/cm}^3$), tornando uma excelente fase de reforço para compósitos em matriz de alumínio (LI *et al.*, 2019).

A Figura 2.10 mostra a quantidade de silício e magnésio (quando Mg_2Si e Si estão presentes) que podem ser dissolvidos na fase α para diferentes temperaturas. Durante a solubilização das ligas Al-Si ocorrem diversos processos metalúrgicos que serão discutidos a seguir.

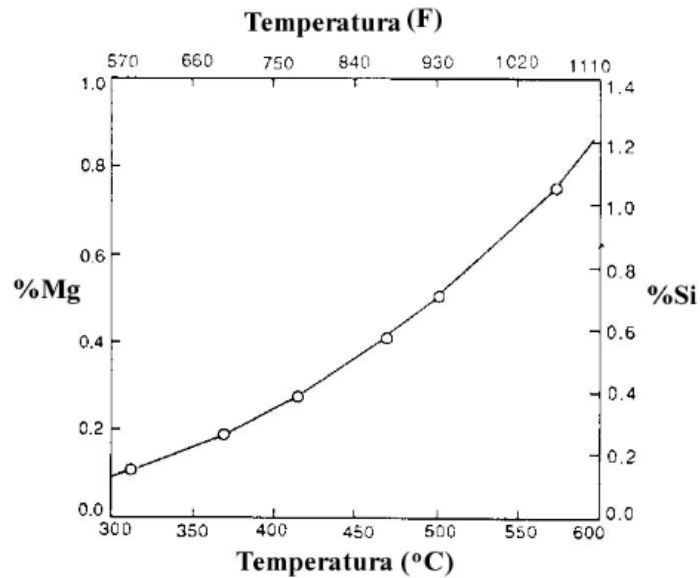


Figura 2.10 - Diferentes temperaturas para dissolução de silício e magnésio na fase α .
Fonte: APELIAN et al. (1989)

2.4.4.1 Dissolução das fases intermetálicas Mg_2Si

A dissolução é controlada por difusão, nela as fases solúveis e precipitados que foram formados durante a solidificação dissolvem-se na matriz do alumínio (FURLAN, 2008). A solubilidade do silício e do magnésio na fase α em ligas Al-Si-Mg diminui com a temperatura, com isso para uma maior concentração desses elementos, é necessário que a temperatura de solubilização seja suficientemente elevada sem exceder o ponto de fusão eutético. Esse decréscimo na solubilidade é essencial para se obter uma resposta significativa do tratamento térmico.

A Figura 2.11 mostra a camada interna e suas diferentes morfologias da fase intermetálica Mg_2Si da liga A356 com 2,5% de Mg, em sua fase bruta de solidificação.

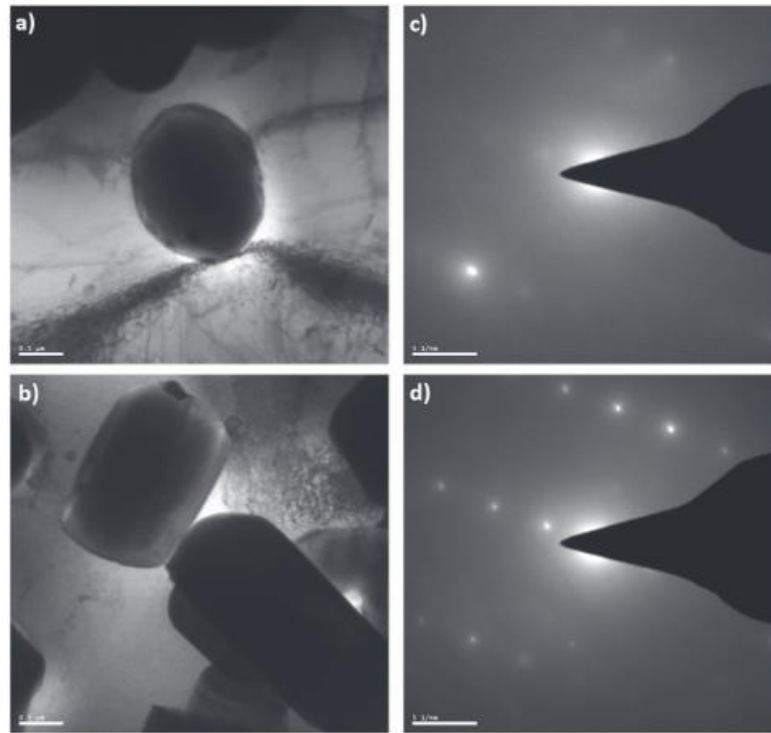


Figura 2.11 -Imagem de campo claro por Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET). (a) e (b) morfologias de partículas de Mg_2Si na matriz com deslocamentos; (c) e (d) são padrões de difração de área selecionada (SADP) correspondentes de partícula e matriz de Mg_2Si .

Fonte: RAM; CHATTOPADHYAY e CHAKRABARTY (2018)

A transformação do silício eutético de forma fibrosa para pequenas partículas é seguida pela esferoidização e crescimento. O crescimento é atribuído às partículas residuais produzidas durante o processo de dissolução (ALFONSO *et al.*, 2006).

Durante a solubilização, as partículas de Mg_2Si são dissolvidas na matriz da fase α , havendo então a homogeneização da microestrutura e seguido de alterações na morfologia do silício eutético (FURLAN, 2008).

Na etapa de dissolução, as partículas do composto Mg_2Si são precipitadas nos contornos dos eutéticos e são relativamente grandes em tamanho e ficam dissolvidas de forma irregular e desarmônica com a matriz (LI *et al.*, 2019), essa dissolução é atribuída à alta taxa de difusão do Mg na matriz de Al em alta temperatura (RAM, CHATTOPADHYAY E CHAKRABARTY, 2019).

Segundo Li *et al.* (2019), o aumento do teor de Mg_2Si faz com que o tamanho de grão de α -Al diminua primeiro e depois aumente, conforme mostra a Figura 2.12.

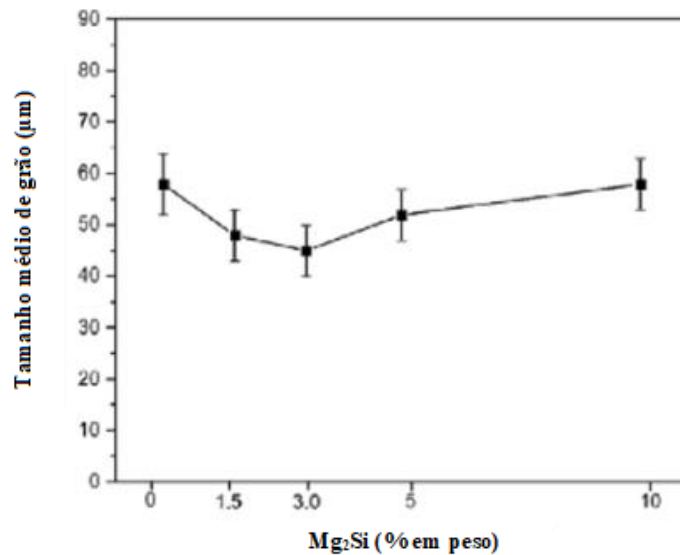


Figura 2.12 - Tamanho médio de grão de α -Al em fase bruta de solidificação.
Fonte: Adaptado de Li et al. (2019).

De acordo com Alfonso *et al.* (2006) a dissolução deve ter dois importantes objetivos: o primeiro é maximizar o conteúdo e distribuição de magnésio, cobre e silício em solução sólida e é importante pelo fato de que desenvolve uma melhora no processo de envelhecimento, obtendo assim um máximo de limite de escoamento, em segundo lugar diminuir a razão de perspectiva e aumentar o tamanho de espaçamento entre as partículas com o objetivo de aumentar a ductilidade. A Figura 2.13 exibe uma micrografia eletrônica de varredura da liga A356 com 2,5% Mg e caracteriza os pontos Al-Si eutético, pseudo-eutética e Al-Mg₂Si (RAM, CHATTOPADHYAY e CHAKRABARTY, 2018).

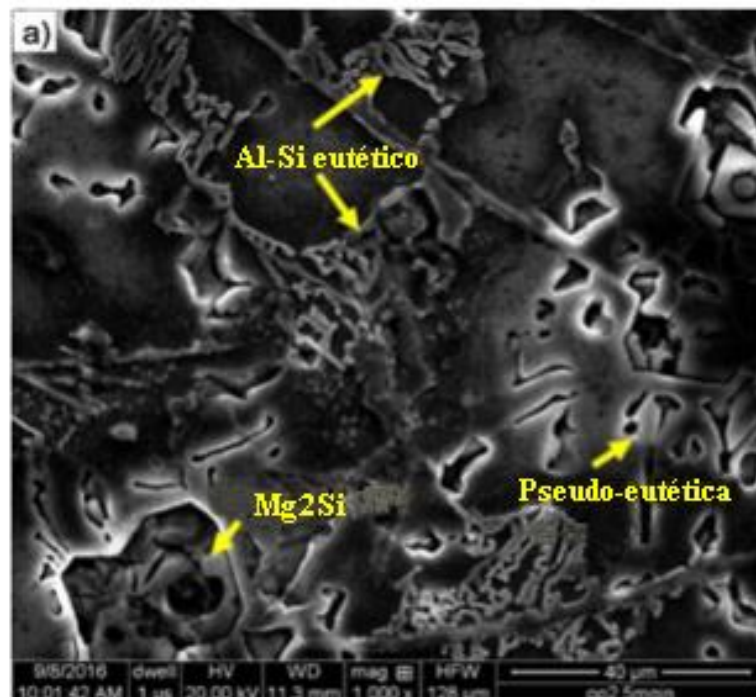


Figura 2.13 - Micrografia eletrônica de varredura (MEV) da liga A356 com 2,5% Mg em fase bruta de solidificação.
Fonte: Adaptado de RAM, CHATTOPADHYAY e CHAKRABARTY (2018).

Segundo RAM *et al.* (2018), em relação à morfologia do Mg_2Si , duas formas podem ser discriminadas, um é primário e outro está na fase pseudo-eutética. As fases pseudo-eutéticas são formadas nas regiões interdendríticas do α -Al e essa mistura de fases exibe a morfologia com escrita chinesa.

2.4.3 Têmpera

Para se obter as propriedades mecânicas necessárias, as ligas A356 são frequentemente submetidas ao tratamento térmico, este inclui, principalmente, o processo de tratamento em solução seguido de têmpera rápida e posterior processo de envelhecimento (ESTEY *et al.*, 2004).

A têmpera propicia estrutura e propriedades mecânicas características e tem como objetivo estabilizar, à temperatura ambiente, a solução sólida ora alcançada na solubilização. Uma vez que durante o resfriamento rápido não há tempo para que os processos de difusão dos elementos de liga na matriz do alumínio ocorram, a solução sólida supersaturada permanece à temperatura ambiente. Tal condição é ideal e permite o endurecimento por precipitação da liga, maximizando a concentração de vacância e minimizando a distorção da peça após a têmpera. Velocidades de resfriamento muito baixas podem causar precipitados prejudiciais e indesejáveis e que impactam negativamente nas propriedades da liga, no entanto, quando o resfriamento é rápido esses precipitados são evitados. Porém, por se tratar de uma etapa crucial, se a velocidade de resfriamento for muito elevada pode provocar aumento da tendência para distorções e desenvolver níveis elevados de tensões residuais introduzidas na liga (MISHCHENKO e SCOTTI, 2018).

A severidade da têmpera pode ser escolhida em função do uso final do produto, ou seja, propriedades mecânicas e/ou parâmetros dimensionais que serão otimizados. A taxa de resfriamento pode modificar significativamente a morfologia eutética do Si, isto permite minimizar efeitos prejudiciais do composto intermetálico de impureza induzido no processo de solidificação (TOTTEN e MACKENZIE, 2003; BO *et al.*, 2016).

A Figura 2.14 mostra as microestruturas obtidas com a têmpera em água com diferentes temperaturas de tratamento de fusão de uma liga A356.

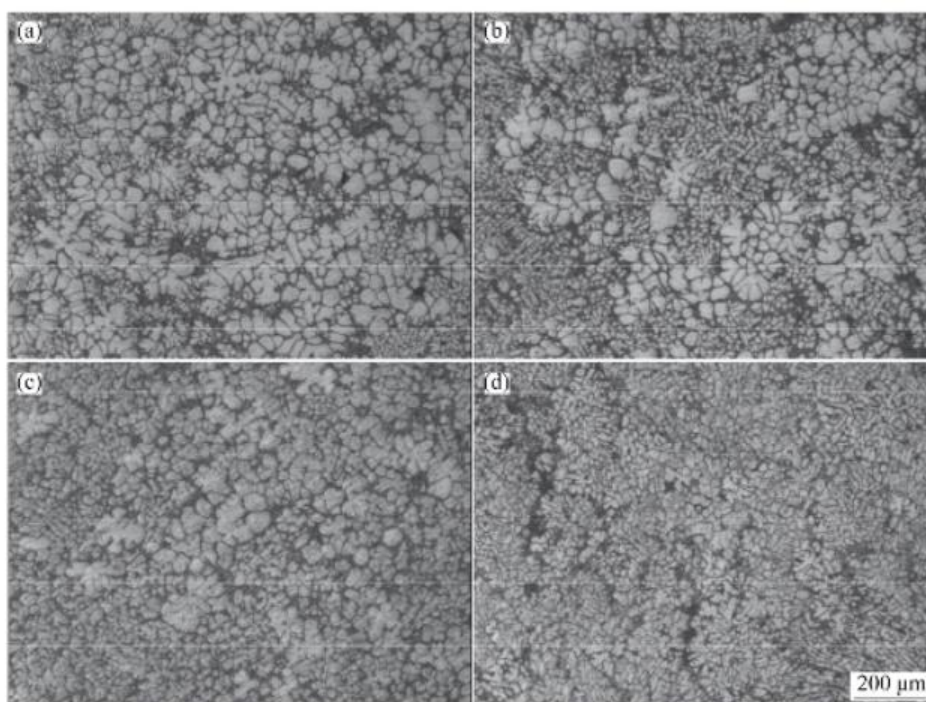


Figura 2.14 - Liga de alumínio A356 temperada em água e em diferentes temperaturas de tratamentos de fusão. (a) 670°C; (b) 680°C; (c) 690°C e (d) 700°C.

Fonte: MING *et al.* (2018)

Para a maioria dos casos, o meio de têmpera escolhido para ligas de alumínio é a água, devido à sua superioridade em termos de característica de resfriamento em relação a outros meios refrigerantes. Porém, é relevante destacar que o resfriamento com água pode causar distorções, rachaduras e problemas de tensão residual (SENATOROVA *et al.*, 2016).

A depender da temperatura de envelhecimento e do tempo de endurecimento das ligas, os elementos são dissolvidos na matriz de alumínio para formar uma solução sólida supersaturada (durante a solubilização) em auxílio às técnicas de têmpera, que então, precipitam da matriz de alumínio nas zonas de precipitação (DIONI *et al.*, 2016). No caso de ligas Al-Si-Cu-Mg, o resfriamento rápido suprime a formação das fases intermetálicas Mg₂Si.

Durante o processo de têmpera surgem grandes gradientes térmicos, estes induzem à tensões residuais e a grandes tensões térmicas que podem causar escoamento inelástico, que por sua vez, leva a deformações no componente. Essas tensões residuais tipicamente permanecem após o tratamento de endurecimento por envelhecimento, pois as temperaturas são insuficientes para permitir o relaxamento da tensão (ESTEY *et al.*, 2004).

As propriedades mecânicas das ligas endurecíveis por precipitação são dependentes da velocidade de resfriamento após a homogeneização/solubilização. Taxas de resfriamentos mais baixas causam diminuição da supersaturação após a têmpera e por consequência há diminuição

da quantidade de precipitados endurecedores no tratamento de envelhecimento. Contudo, taxas de resfriamentos mais altas após a solubilização geram tensões residuais, neste cenário, são indesejáveis (MILKEREIT *et al.*, 2009).

Além do conhecimento da linha solvus para a precipitação de Mg-Si na liga A356, é necessário também compreender a cinética de transformação para poder interpretar o comportamento de deformação medido. Apelian e colaboradores (1989) construíram um diagrama TTT para a precipitação em ligas A356 (Figura 2.15).

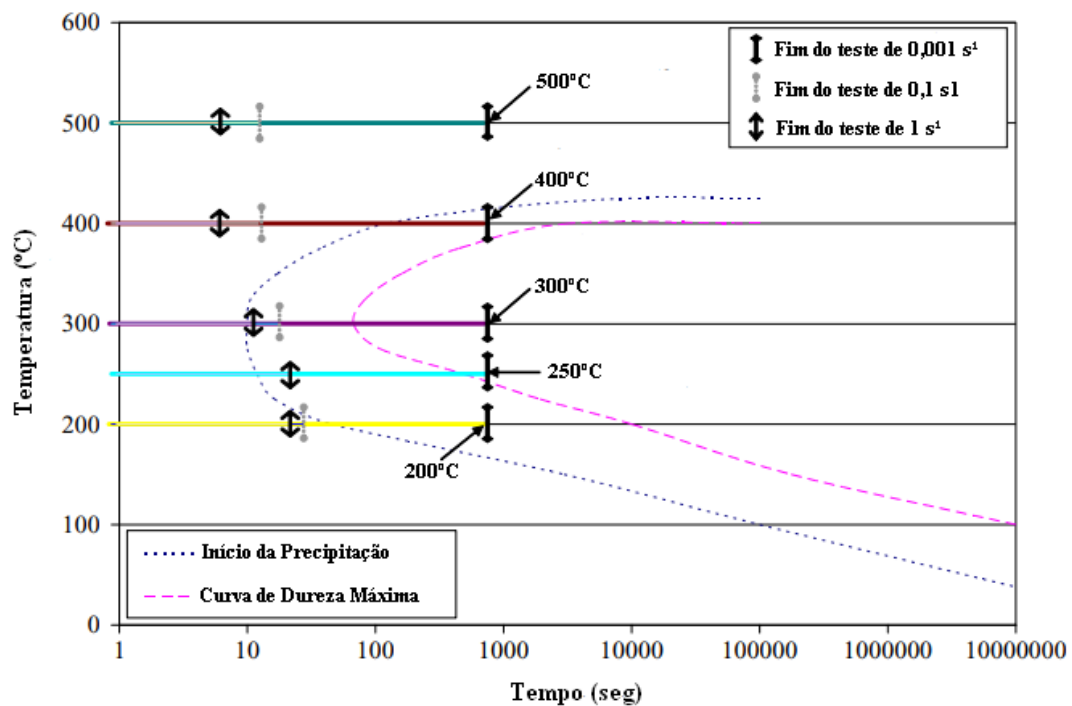


Figura 2.15 - Curvas TTT para A356.
Fonte: Adaptado de APELIAN *et al.* (1989).

Segundo Apelian *et al.* (1989), em temperaturas logo abaixo da linha solvus, a cinética do processo de precipitação é moderadamente lenta devido à energia da deformação interfacial e da rede que deve ser supercompactada para nuclear a nova fase Mg-Si. À proporção que as temperaturas reduzem para 300°C, há a predisposição do aumento da cinética provocada pela força motriz termodinâmica crescente (supersaturação) para a nucleação de Mg-Si. Já quando a temperatura está abaixo de 300°C, a transformação é restrita pela difusão dos átomos e a cinética é verificada para decrescer novamente levando à extremidade mais estreita da curva no diagrama TTT.

2.4.4 Envelhecimento

O envelhecimento artificial, também chamado de endurecimento por precipitação é um tratamento térmico que consiste na precipitação de outra fase, cuja forma das partículas é uniformemente distribuída e extremamente pequena e que conferem às ligas de alumínio melhores propriedades mecânicas. Na etapa de têmpera, os elementos de liga (soluto) são retidos em solução sólida supersaturada à temperatura ambiente, dando início ao processo de envelhecimento, com baixa precipitação dos componentes do soluto. Após a têmpera, a liga se encontra num estado metastável e de elevada energia, onde a força motriz para a precipitação de fases estáveis ou de equilíbrio está diretamente associada à diminuição de energia do sistema ao se formarem essas fases.

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio. Há duas formas de ocorrer o envelhecimento, a primeira de forma natural à temperatura ambiente e a segunda por meio artificial realizada sob aquecimento, onde a liga de alumínio supersaturada é reaquecida, favorecendo a precipitação artificial submicroscópica das fases. As partículas de precipitados atuam como obstáculos ao movimento das discordâncias, com isso têm-se aumento da dureza e da resistência mecânica do material.

Ao longo do processo de envelhecimento ocorre a precipitação das fases metaestáveis até atingir a fase estável, nesse momento, as propriedades mecânicas das ligas são influenciadas devido à presença desses precipitados. Em um primeiro momento, o envelhecimento propicia o surgimento de partículas precipitadas finas e estas apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, sendo todas coerentes. À medida que crescem, tornam-se incoerentes e adquirem uma própria estrutura cristalina característica. Baile Puig (2005) descreveu essa sequência de precipitados coerentes para incoerentes e esta é mostrada na Figura 2.16.

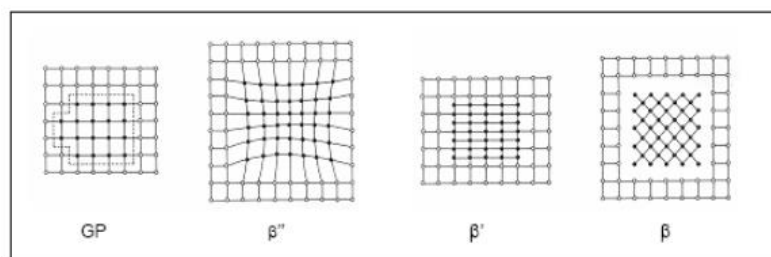


Figura 2.16 - Evolução dos precipitados coerentes para incoerentes de ligas Al-Si-Mg.
Fonte: BAILE PUIG (2005)

Os precipitados no subenvelhecimento são pequenos e macios e estão subdesenvolvidos. Com o desenvolvimento contínuo têm-se o envelhecimento máximo com tamanho e

distribuição ideais, resultando em máximo endurecimento devido aos precipitados finos que estão distribuídos de modo uniforme e coerentes com a matriz.

Três estágios de envelhecimento artificial podem ser identificados de acordo com o tamanho e a distribuição dos precipitados (Figura 2.17).

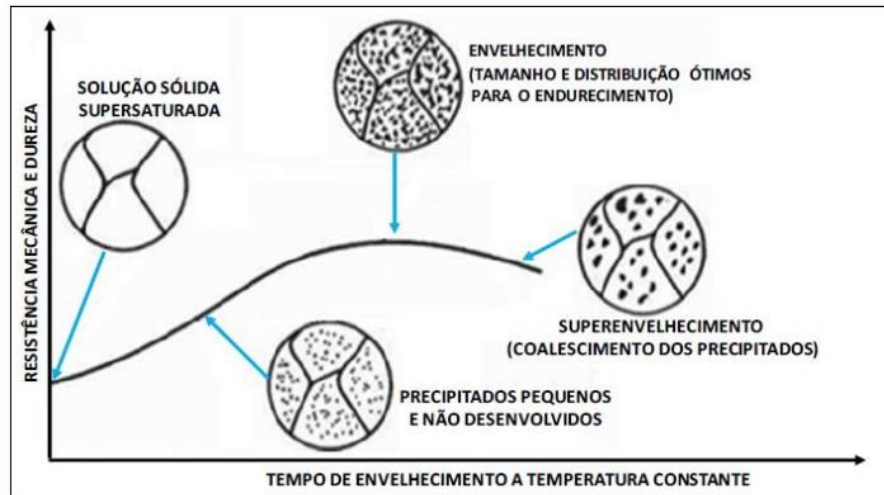


Figura 2.17 - Sequência da microestrutura, resistência mecânica e dureza.
Fonte: SOARES (2009).

Para ligas Al-Si-Cu-Mg as fases relatadas para precipitar durante o envelhecimento (dependendo da composição química) são Al_2Cu (θ), Mg_2Si (β), $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ e Al_2CuMg (S) (LI *et al.*, 2004; KANG *et al.*, 1999). Estudos sugerem que a fase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ contribui significativamente para o comportamento de endurecimento da liga, devido à distribuição uniforme na matriz de Al.

As ligas A356 estão sujeitas ao envelhecimento artificial, a fim de melhorar as propriedades mecânicas, sendo que, geralmente, são envelhecidas em temperaturas entre 155 e 175°C, e tempo de 4 a 6 horas. A Figura 2.18 ilustra de forma esquemática o ciclo de endurecimento por precipitação.

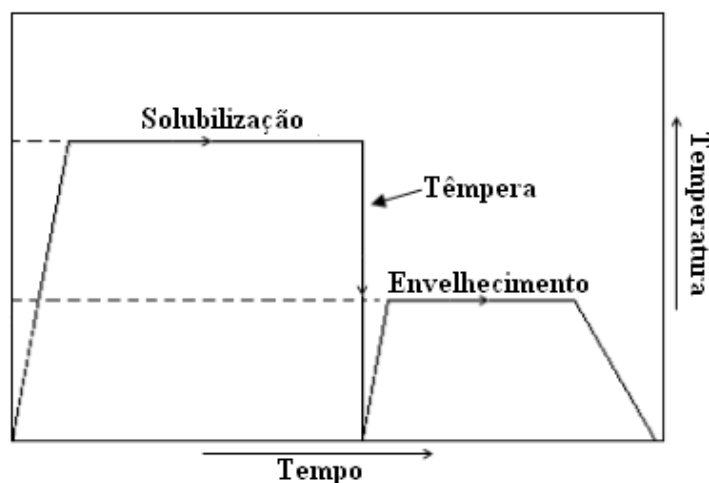
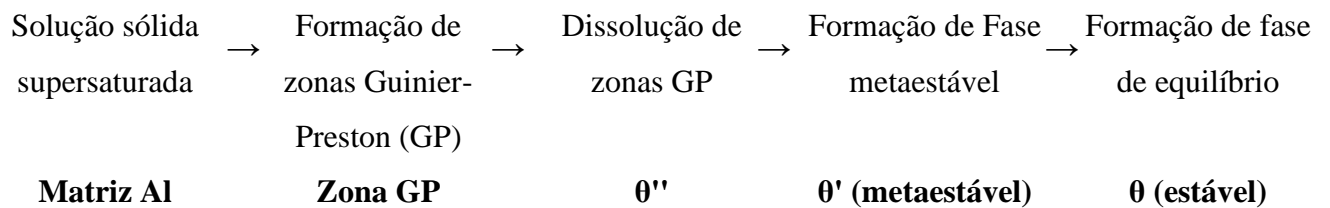


Figura 2.18 - Ciclo de endurecimento por precipitação.
Fonte: Adaptado de MOHAMED e SAMUEL (2012)

A sequência de precipitação começa com a formação de zonas Guinier-Preston (GP), que são aglomerados que contêm uma alta fração de átomos de soluto. Os precipitados metaestáveis podem nuclear nas zonas GP se eles atingirem um tamanho crítico, ou homoganeamente na matriz, ou heterogeneamente em deslocamentos (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2010). Li *et al.*, (2004) descreveu a sequência de precipitação em ligas Al-Si-Cu-Mg como sendo:



De acordo com Li *et al.* (2004), os picos de endurecimento com o envelhecimento das ligas são correlacionados à sua sequência de precipitação, gerando dois picos de envelhecimento. O primeiro pico de dureza da curva de endurecimento é obtido devido à alta densidade das zonas GP, enquanto a formação da fase metaestável contribui para o segundo pico. Segundo Chaudhury e Apelian (2006), entre os dois picos a liga tem baixa resistência, devido a densidade das zonas GP, que ocorre durante a transição das zonas GP para fases metaestáveis ser significativamente baixa para sua dissolução, enquanto os precipitados semi-coerentes metaestáveis são pequenos para oferecer qualquer resistência ao movimento de deslocamento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Neste trabalho foram utilizados três materiais:

- Liga de alumínio A356 comercial – utilizada para a produção das amostras.
- Alumínio comercialmente puro (Al-CP) – utilizado como referência em algumas etapas do procedimento experimental.
- Pó de ferro – adicionado durante a refusão da liga A356 comercial.

3.1.1 Liga de Alumínio A356

A matéria-prima, em forma de lingotes, foi cedida gentilmente pela empresa ALCOA Alumínio S.A - Poços de Caldas/MG. Sua composição química real foi obtida através da técnica de Espectrometria de Emissão Ótica (EEO). Os dados fornecidos da composição química real podem ser consultados na Tabela 3.1. Em termos de comparação, são fornecidos também os dados da composição nominal da liga A356.

Tabela 3.1 - Composição química nominal x real da liga A356.

| | % em peso | | | | | | | |
|-----------|-----------|-------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Liga A356 | Si | Mg | Cu | Mn | Fe | Zn | Ti | Al |
| * Nominal | 6,5 – 7,5 | 0,25 – 0,45 | 0 – 0,2 | 0 - 0,1 | 0 – 0,2 | 0 – 0,1 | 0 – 0,2 | Balanço |
| ** Real | 6,88 | 0,332 | 0,074 | 0,0 | 0,158 | 0,0 | 0,0 | Balanço |

Fonte: *Adaptado de METALS HANDBOOK (2004); **IMBEL (2019).

3.1.2 Alumínio comercialmente puro

O Al-CP utilizado neste trabalho, foi adquirido da empresa INBRA METAIS, na condição bruta de solidificação. Sua composição química, fornecida pela empresa, está apresentada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química fornecida pela empresa INBRA METAIS.

| | % em peso | | | | | | | |
|-------|-----------|-------|--------|-------|--------|-------|-------|--------|
| Al-CP | Al | Si | Mg | Cu | Mn | Fe | Zn | Ti |
| | 99,633 | 0,101 | <0,005 | 0,013 | <0,010 | 0,174 | 0,018 | 0,0194 |

Fonte: INBRA METAIS (2013).

3.1.3 Pó de ferro

O pó de ferro utilizado foi cedido pela empresa Pós Resendense.

3.2 Métodos

O trabalho experimental em sua totalidade foi desenvolvido nos laboratórios do Instituto de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI, de forma específica, os laboratórios de: Metalurgia e Materiais, Microscopia Óptica, Fundição e Ensaaios Mecânicos e Caracterização Microestrutural (Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV).

O pó de ferro foi adicionado em teores de 1 e 3% em peso durante a refusão da liga A356, visando simular de forma controlada o efeito da reciclagem da sucata.

A liga de alumínio A356 foi utilizada em diferentes etapas do processamento. Para melhor exibição dos resultados, o procedimento experimental foi dividido em dois grupos de experimentos:

- Primeiro grupo: fundição e caracterização microestrutural antecedente ao tratamento térmico;
- Segundo grupo: tratamento térmico e caracterização microestrutural.

Ambos os grupos passaram pelas mesmas etapas do processamento, a diferença são os teores de Fe adicionados intencionalmente na liga, sendo 1% e 3% em peso de Fe. Comparações com a liga A356 conforme recebida (sem adição intencional de ferro) também foram feitas e seguiram as mesmas condições. As etapas do processo podem ser entendidas de forma geral na Figura 3.1, a seguir.

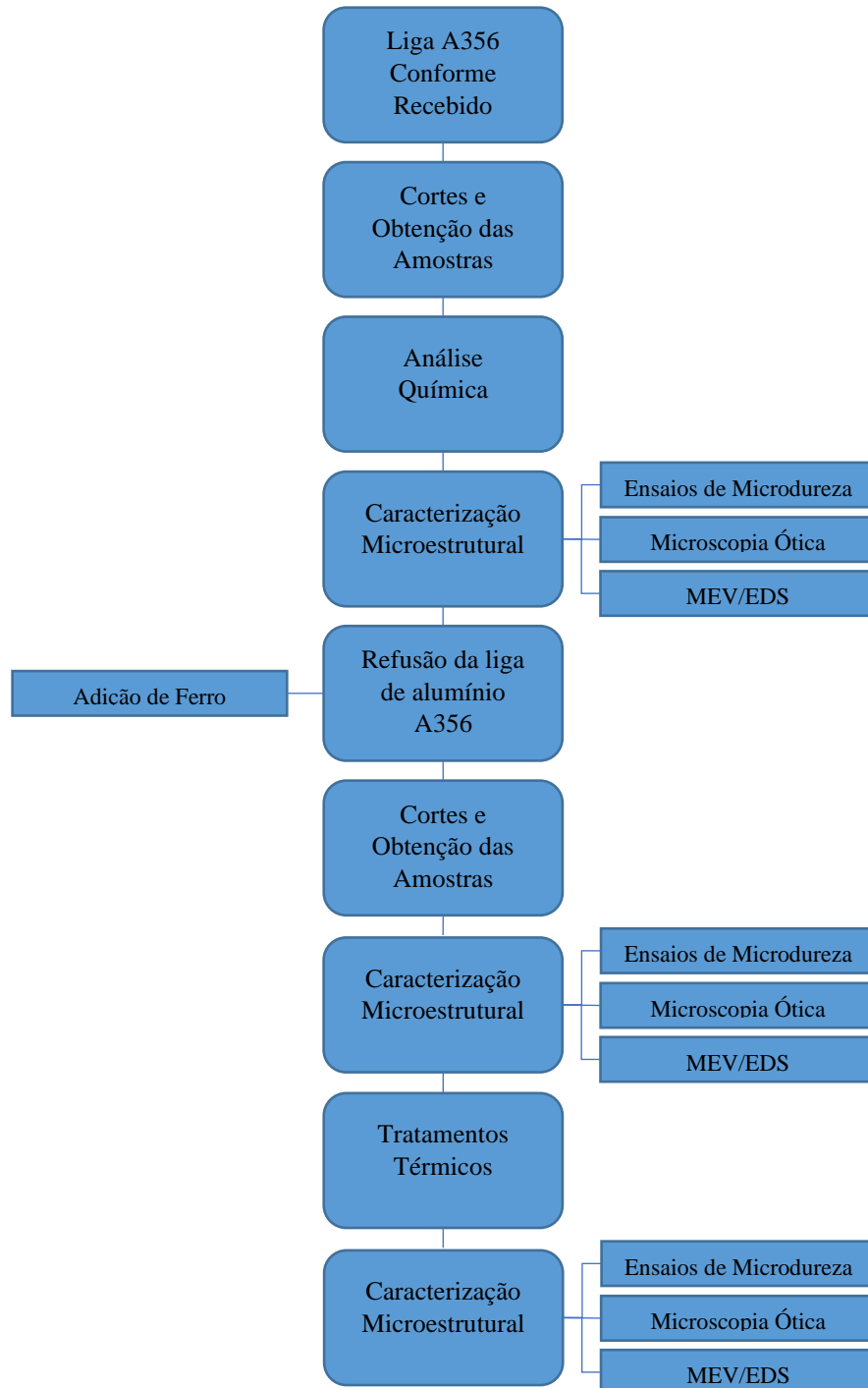


Figura 3.1 - Fluxograma com as etapas realizadas.
 Fonte: Próprio autor

3.2.1 Descrição dos Experimentos

Em um primeiro momento, o lingote da liga A356, conforme recebida, passou pela etapa de corte e foram preparadas amostras de 3cm x 3cm e em seguida foi feita a análise química para quantificação de sua composição química real, utilizando a técnica de Espectrometria de Emissão Ótica (EEO), de acordo com a Tabela 3.1 mostrada anteriormente. As outras etapas do processamento são descritas a seguir.

3.2.2 Técnicas de caracterização

3.2.2.1 Análise química da Liga A356

A análise da composição química foi realizada na liga A356 na sua condição bruta de solidificação, sendo realizada através da técnica de espectroscopia de emissão ótica. O espectrômetro utilizado foi da marca *Spectro*, modelo *SpectroMaxx*, disponível nas instalações da Indústria de Material Bélico do Brasil – IMBEL, na cidade de Itajubá-MG.

3.2.2.2 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

Neste trabalho foram utilizadas técnicas de caracterização microestrutural e mecânica. Essas técnicas são apresentadas a seguir.

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada a partir de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microanálise química por dispersão de energia (EDS).

Para preparar as amostras para a caracterização microestrutural, utilizou-se lixas 220, 400, 600, 800 e 1200 *mesh* e em seguida polimento com alumina 0,05 micra *DiaDuo-2*, polimento com pasta de diamante 3 micras *DiaDuo-2* e por fim, polimento com sílica coloidal (*OP-U*) *Struers*.

A MO, representa uma extensão natural da observação a olho nu, usando a refração da luz para ampliar a imagem. Para essa análise, após a preparação metalográfica, as imagens foram obtidas a partir das amostras sem e com o ataque do reagente Keller (ácido nítrico, ácido clorídrico, ácido fluorídrico e água). No ataque, as amostras permaneceram no reagente por cerca de 10 segundos. O microscópio óptico utilizado foi da marca *Zeiss*, modelo *Jenavert*, associado ao acessório para aquisição de imagens da marca *Olympus*, modelo *TVO.5XC-3o*,

instalados no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. As amostras obtidas foram analisadas e o tamanho de grão foi calculado.

O MEV examina a superfície da amostra de modo que o feixe de elétrons não atravessa o espécime, com isso as amostras foram observadas no MEV, sem ataque. A partir das imagens obtidas, foram feitas as análises das mudanças morfológicas das fases e medida a fração volumétrica dessas fases. O microscópio eletrônico de varredura utilizado foi da marca *Carl Zeiss*, modelo *EVO MA15*, acoplado com espectrômetro de energia dispersiva (EDS), da marca *Bruker*, modelo *XFlash*, do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UNIFEI. O EDS foi utilizado para determinar qualitativamente as composições químicas das fases presentes nas amostras.

3.2.2.3 Metalografia quantitativa

Para determinação do tamanho de grão e frações volumétricas de precipitados, foi utilizado a metalografia quantitativa.

3.2.2.3.1 Determinação do tamanho de grão

O tamanho de grão foi determinado a partir de imagens obtidas na Microscopia óptica, usando o método de contagem de interceptos, de acordo com a norma ASTM E112. O método é conhecido como método do intercepto linear médio ou como procedimento de Heyn.

3.2.2.3.2 Determinação da fração volumétrica dos precipitados

Para acompanhar a dissolução dos precipitados da liga de alumínio A356 durante o tratamento térmico, foi realizada a análise da porcentagem em área dos precipitados, essa análise se deu na condição bruta de solidificação e homogeneizada.

A fração volumétrica (V_v) das fases presentes pode ser estimada pela medida da fração em área (A_A) ou da fração em pontos (P_P), de modo que as medidas sejam feitas de forma aleatória (PADILHA, 1997; COLPAERT, 2008).

$$V_v = A_A = P_P$$

Sendo,

- V_v = fração volumétrica;
- A_A = fração da área e
- P_P = fração de pontos.

Com o auxílio do programa de análise de imagens *Image J* foi possível realizar medidas da fração em área de maneira automatizada, seguindo a norma ASTM E1245.

Foram utilizadas as imagens obtidas no MEV, com ampliação do mesmo aumento de 500x, em modo elétrons retroespalhados. Foram realizadas medidas em 10 regiões de cada amostra. No primeiro momento a área a ser analisada foi selecionada, em seguida, as imagens foram binarizadas utilizando a ferramenta *threshould*. A partir da imagem binária, foi possível realizar a medida da fração em área que equivale também a fração de pontos e a fração volumétrica dos precipitados.

3.2.2.4 Ensaio de microdureza *Vickers*

Para os ensaios de microdureza *Vickers* (HV) foi utilizado o microdurômetro da marca *TIME* modelo TH 712, também disponível no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. Foi utilizada a carga de 100 gramas por 15 segundos. Para esse ensaio realizou-se pelo menos 10 medidas em cada amostra.

As amostras foram submetidas aos ensaios de microdureza *Vickers* antes e após o processo de refusão e também depois dos tratamentos térmicos realizados. Tais ensaios tiveram como objetivo avaliar a influência das alterações microestruturais nas propriedades mecânicas da liga A356. Na metalurgia a dureza é considerada como a resistência à deformação plástica permanente (Garcia, 2001). Nesse sentido, no caso da microdureza, as indentações podem ocorrer ora no interior dos grãos, ora nos contornos, e o tamanho dos grãos pouco influenciam. Os ensaios de microdureza se deram com indentação na matriz de alumínio, no contorno de grão e na fase rica em ferro, com isso obteve a média da microdureza. A Figura 3.2 apresenta uma micrografia da liga em estudo com um indentação feita pelo penetrador do microdurômetro.

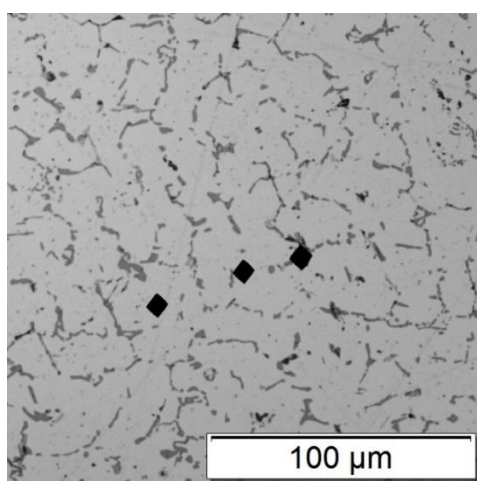


Figura 3.2 - Indentação feita pelo penetrador do microdurômetro na liga A356.
Fonte: Próprio autor

3.2.2.5 Aquisição dos perfis de temperatura

A aquisição dos perfis de temperatura foi realizada durante a solidificação da liga de alumínio A356, com o intuito de calcular as taxas de resfriamento na solidificação que influenciam o tamanho dos espaçamentos dendríticos. Também foram obtidas as curvas de resfriamento após o processo de solubilização, a fim de investigar a sensibilidade ao *quench* da liga de alumínio A356.

Para o registro dos perfis de temperaturas durante os resfriamentos, termopares do tipo K, foram utilizados. Esses termopares são acoplados a uma placa de aquisição de dados térmicos, da marca *National Instruments*, modelo cDAQ - 9171 (Figura 3.3). Para captar os sinais emitidos pela placa foi utilizado o *software LABTRIX*, fornecido pelo fabricante do registrador, que digitaliza, em tempo real, as medidas dos termopares pelo sistema de aquisição de dados.



Figura 3.3 - Placa de aquisição de dados utilizada.

Fonte: Próprio autor

3.2.3 Caracterização da liga A356 e do alumínio comercialmente puro conforme recebido

A liga de alumínio A356 e o alumínio comercialmente puro (Al-CP) foram caracterizados na condição conforme recebidos para fins comparativos. Foi realizada a caracterização microestrutural através das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microanálise química por dispersão de energia (EDS). Ensaios de microdureza *Vickers* (HV) foram realizados para avaliar algumas propriedades mecânicas.

3.2.4 Procedimentos experimentais

3.2.4.1 Refusão e Solidificação da Liga A356 (Conforme Recebida)

A refusão da liga A356 foi feita num cadinho de carbetto de silício a 780°C por 30 minutos. O processo de refusão foi realizado em três condições:

- ✓ Apenas Refundido
- ✓ Adição de 1% de Ferro
- ✓ Adição de 3% de Ferro

O forno utilizado para a refusão foi da marca *Brasimet* do tipo câmara, modelo K-250 do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. Após a refusão a liga foi então vazada em um molde de aço ABNT 1020 com cavidade de 120mm de comprimento por 40mm de largura por 14mm de espessura (Figura 3.4). O molde foi isolado por areia em um recipiente e mantido à temperatura ambiente.

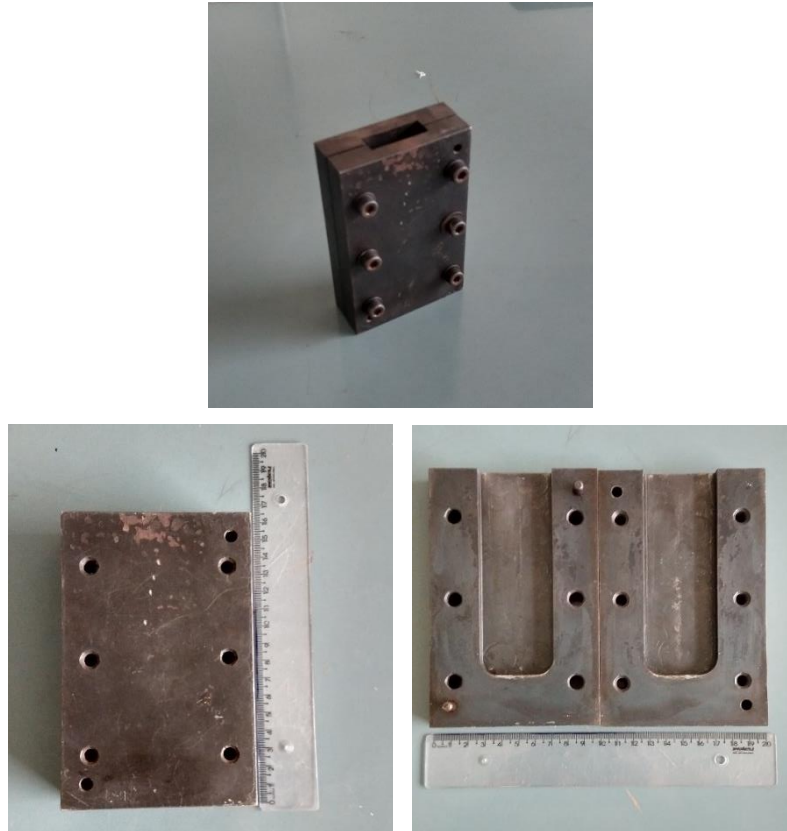


Figura 3.4 - Molde utilizado para solidificar a liga de alumínio A356 refundida.
Fonte: Próprio autor

No primeiro estado a liga A356 foi refundida na condição sem adição de ferro e vertida no molde que resfriou até a temperatura ambiente.

Para a segunda e terceira condição (antes da refusão), o ferro foi primeiramente peneirado utilizando uma peneira de 200 *mesh* e posteriormente pesado utilizando uma balança de precisão. A quantidade de ferro adicionada foi calculada já considerando o ferro residual presente na liga, de forma a totalizar 1% e 3% da composição total. A liga A356 refundida, foi retirada do forno para adição do ferro e, após mistura com o auxílio de uma barra de alumínio, foi levada novamente ao forno onde permaneceu por mais 15 minutos antes de ser vertida ao molde.

Com a curva de resfriamento obtida, calculou-se o valor da taxa de resfriamento.

3.2.4.2 Corte e obtenção das amostras

Após a solidificação, foram obtidos lingotes como mostrado na Figura 3.5. Os lingotes seguiram para corte e obtenção das amostras com tamanho de 20mm x 10mm x 14mm, totalizando 12 amostras menores para cada refusão realizada.

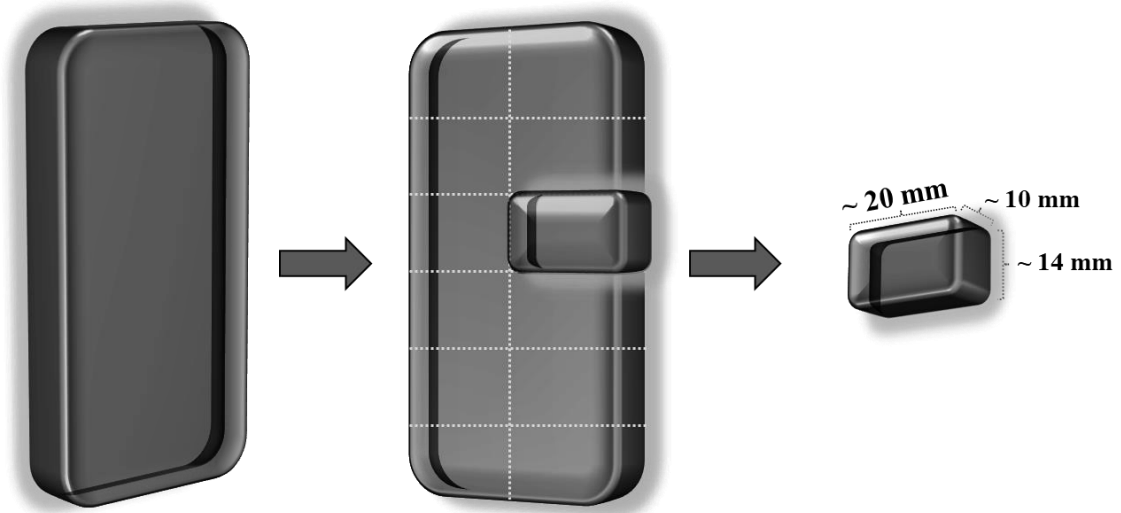


Figura 3.5 - Demonstração esquemática do lingote obtido e do corte das amostras após a refusão.
Fonte: Próprio autor

3.2.5 Tratamento Térmico

O objetivo do tratamento térmico para esse trabalho foi investigar a influência da têmpera nas propriedades mecânicas da liga A356, visto que a taxa de resfriamento desde a temperatura de encharque até a temperatura ambiente (rampa de resfriamento) é crítica, pois impacta fortemente em todas as propriedades consequentes. A taxa de resfriamento foi variada através da têmpera, que foi feito em diferentes meios. A Figura 3.6 mostra a sequência do processo.

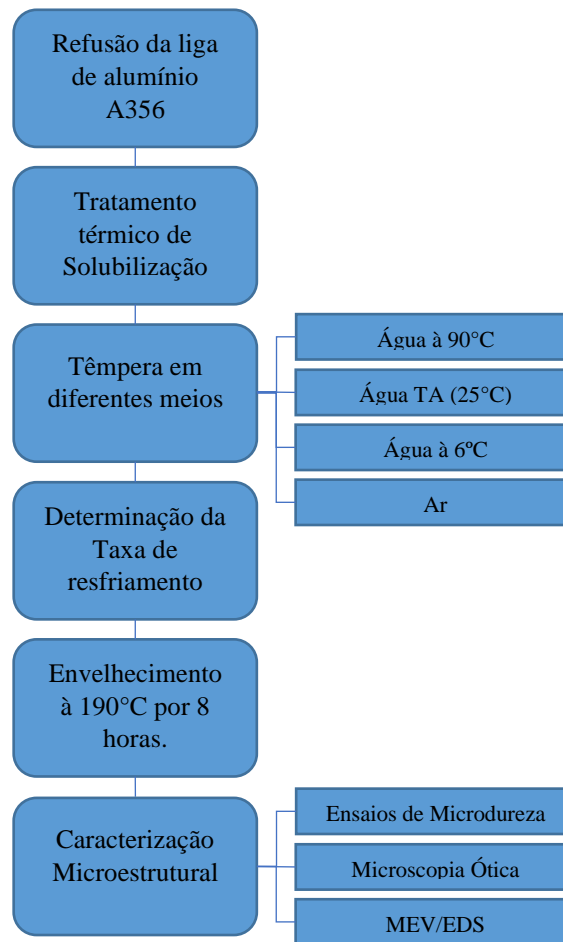


Figura 3.6 - Fluxograma mostrando as etapas realizadas.
Fonte: Próprio autor

3.2.5.1 Têmpera em diferentes meios

A liga de alumínio A356 bruta de solidificação e com a adição de 1% e 3% de ferro, foram solubilizadas e homogeneizadas a $550^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ por 6 horas, conforme orientação do *Metals Handbook (2004)* e resfriadas em diferentes meios: água à 6°C , água à temperatura ambiente - TA (25°C), água à 90°C e ar. A Figura 3.7 apresenta um esquema do procedimento experimental realizado, detalhando as temperaturas e tempos utilizados. A utilização de diversos meios de têmpera teve o objetivo de variar a taxa de resfriamento e, então, verificar as consequências desses procedimentos na microestrutura e nas propriedades das ligas.

O registro de temperaturas durante o resfriamento foi realizado como descrito no item 3.2.2.5. As taxas de resfriamento foram determinadas através de derivada, com base nas curvas de resfriamento. Após a têmpera as amostras foram envelhecidas à 190°C por 8 horas. Foram realizadas medidas de microdureza *Vickers* (HV) após o envelhecimento. Para a realização dos tratamentos térmicos de solubilização foi utilizado o forno elétrico do tipo mufla da marca

JUNG modelo LF00212 e para o envelhecimento o forno elétrico da marca *NABERTHERM* modelo HT04/17 – *CONTROLLER/PROGRAMMER* do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

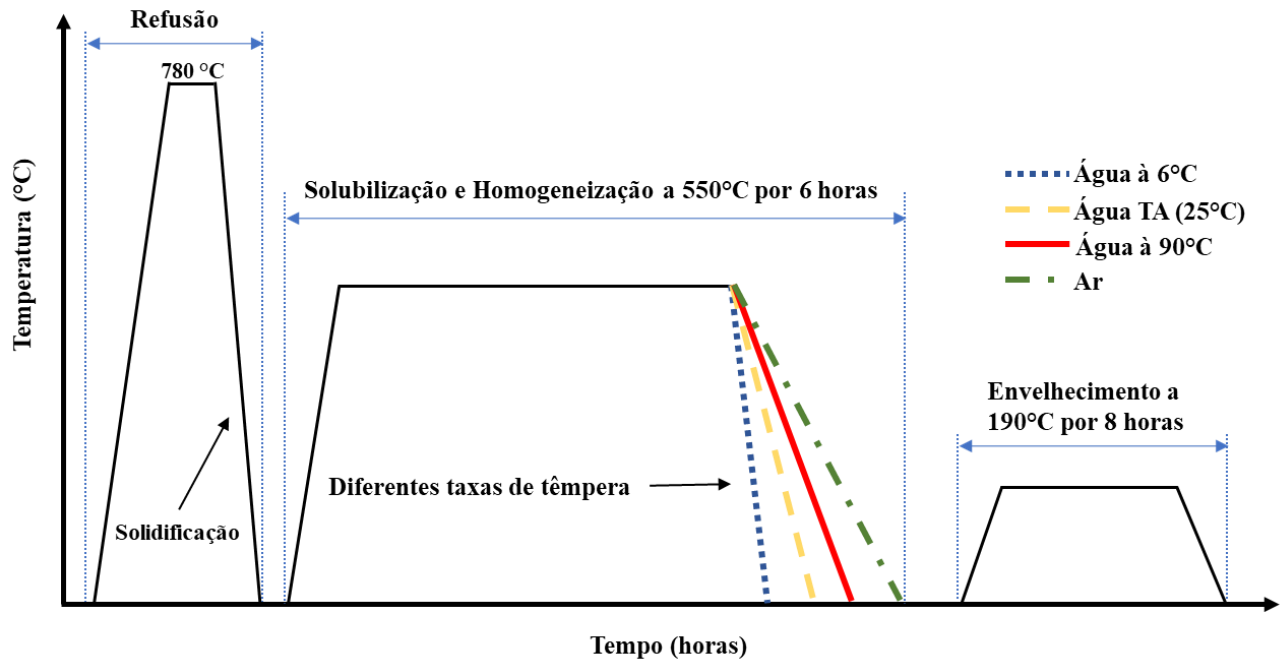


Figura 3.7 - Representação esquemática do procedimento experimental realizado para obtenção das taxas de têmpera.
Fonte: Próprio autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão serão retratados da seguinte maneira: Caracterização microestrutural (MO e MEV) e mecânica (ensaios de microdureza) da liga de alumínio A356 com teores de 1% e 3% de Fe e da liga de alumínio A356 bruta de solidificação nas condições pós refusão e tratadas termicamente.

4.1 Caracterização da Liga A356 conforme recebida e do alumínio comercialmente puro.

4.1.1 Análise microestrutural

Uma micrografia típica da Liga de alumínio A356, conforme recebida, obtida por MO está apresentada na Figura 4.1, onde se nota que a microestrutura é composta por dendritas de Al- α (a) e pelo eutético binário Al-Si (b).

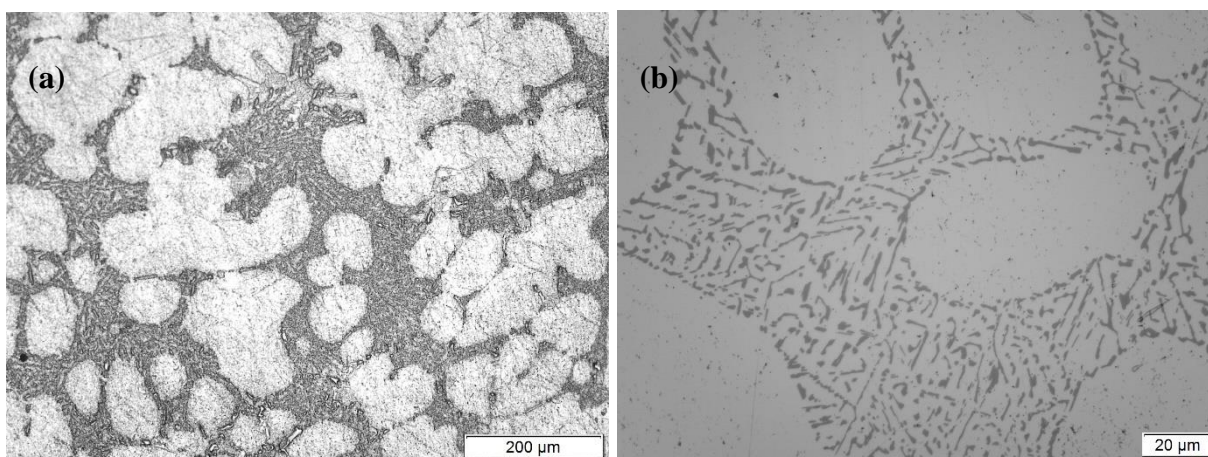


Figura 4.1 - (a) Microestrutura da liga A356 conforme recebida e (b) Ampliação da região eutética.
Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.2(a) obtida por MEV mostra a microestrutura típica da liga, matriz formada pela fase Al- α e regiões eutéticas. Também é possível notar regiões mais claras que evidenciam a presença de fases intermetálicas, que se encontram em sua maioria nos contornos de grãos. Na Figura 4.2(b) a análise da composição dos compostos intermetálicos foi realizada através de análise de EDS pontual. Pode-se observar que a fase AlFeSi apresenta morfologia acicular, enquanto que a fase AlSiMgFe apresenta morfologia complexa, similar a fase α -AlFeSi (escrita chinesa).

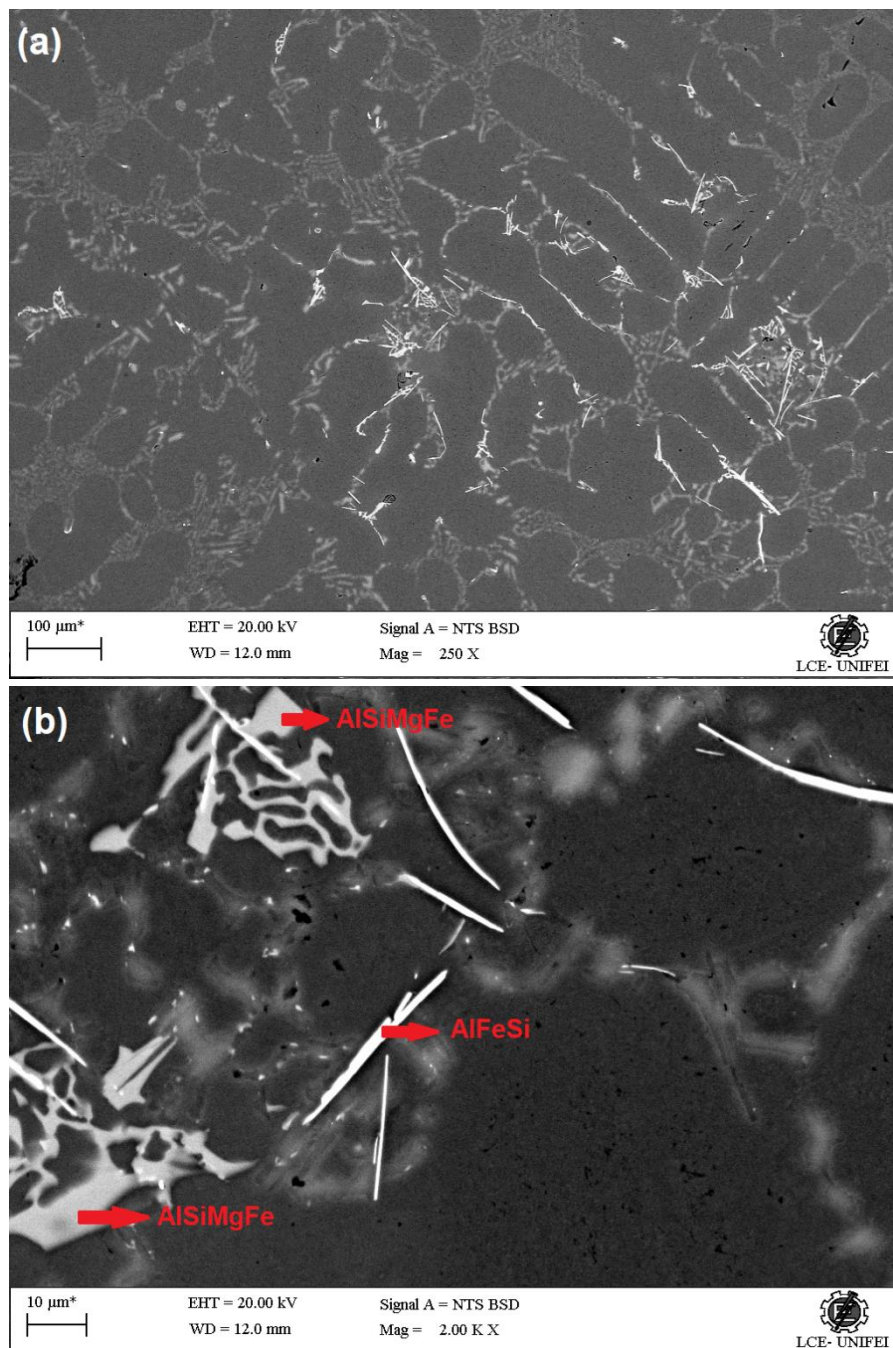


Figura 4.2 - (a) Micrografia MEV da liga A356 como recebida e (b) Ampliação das fases intermetálicas.
Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.3, mostra uma micrografia típica, obtida por MO, do Al-CP conforme recebido no estado bruto de solidificação. Pode ser observado na figura, que há grãos equiaxiais em contornos definidos, observa-se também a presença de fases espalhadas ao longo da matriz de alumínio. Sendo o ferro e o silício as impurezas mais comuns no alumínio, de acordo com Hatch (1993) as fases observadas podem ser fases de alumínio ferro do tipo FeAl_3 ou então, AlFeSi do tipo $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ ou $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$. O espaço dendrítico primário das amostras do Al-CP, teve como média $101 \pm 12 \mu\text{m}$.

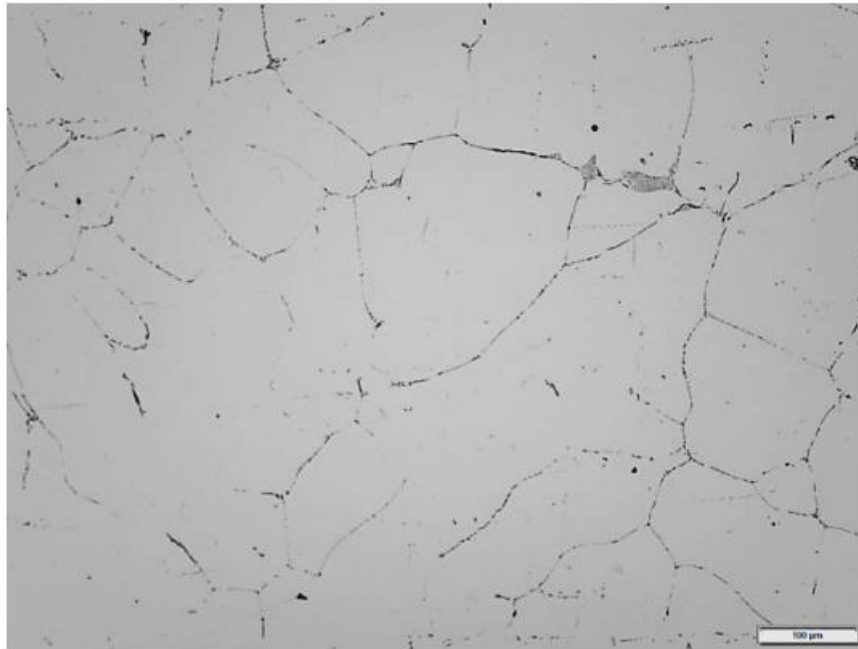


Figura 4.3 - Microestrutura do alumínio comercialmente puro, conforme recebido, bruto de solidificação. Ataque Keller 10s.
Fonte: Próprio autor.

4.1.3 Microdureza Vickers (HV)

A Tabela 4.1 apresenta o resultado do ensaio de microdureza *Vickers* (HV) da liga de alumínio A356 conforme recebido e para o Al-CP conforme recebido, brutos de solidificação.

Segundo Padilha (1997) a resistência mecânica de um material aumenta com a diminuição do tamanho de grão, ou seja, grãos pequenos resultam em maiores propriedades mecânicas. Como o Al-CP possui grãos grandes ($101 \pm 12 \mu\text{m}$) a sua microdureza é baixa. O baixo desvio padrão das medidas indica que as amostras tanto do Al-CP quanto da liga de alumínio A356 são homogêneas.

Tabela 4.1 - Microdureza (HV) da liga de alumínio A356 e do Al-CP conforme recebido, bruto de solidificação comparado com os dados da literatura.

| Liga | Microdureza (HV) | Referência |
|----------|------------------|--------------------|
| A356 | $68,1 \pm 1,2$ | Dados do autor |
| Al-CP | $32,0 \pm 1,1$ | Dados do autor |
| A356-T61 | 78 | ASM Handbook, 1990 |

Fonte: Próprio autor

4.2 Caracterização da liga de alumínio A356 após refusão.

4.2.1 Análise Microestrutural

As micrografias, obtidas por MO e MEV, da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, para as condições: A356 refundida; A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe são mostradas na Figura 4.4 e 4.5, respectivamente. A microestrutura da liga A356 na condição refundida (sem adição de ferro), apresentou as mesmas características da liga como recebida, matriz formada pela fase Al- α e regiões eutéticas Al-Si. Contudo, é possível notar que a microestrutura se encontra mais refinada, conclusão que fica evidente entre as figuras que possuem a mesma ampliação. O refino da microestrutura pode estar relacionado ao resfriamento rápido devido ao volume fundido, e ao fato de que a amostra analisada foi retirada da superfície superior do tarugo refundido, com isso, apresentando um resfriamento mais rápido. Já na micrografia obtida por MEV e com o auxílio da análise EDS do tipo pontual, foi possível determinar a presença de poros e dos elementos AlSiMgFe que estão homoganeamente distribuídos, além de possuir morfologia acicular, diferente da encontrada na liga como recebida.

Para a liga A356 refundida com adição de 1% ferro nota-se as partículas de silício presentes na liga são, em sua maioria, fibrosas. Partículas alongadas, placas em arranjos angulares também são presentes, como também partículas de silício lamelares. Há também em algumas regiões partículas de silício de estrutura massiva. Ora para micrografia obtida por MEV, é possível notar que não houve mudança significativa com relação à liga A356 refundida. O EDS pontual determinou a presença dos elementos AlSiFe em forma de agulha e novamente a presença dos elementos da fase intermetálica AlSiMgFe.

A microscopia ótica da liga A356 refundida com adição de 3% ferro, apresenta uma microestrutura muito parecida com a liga A356 com adição de 1% ferro, com partículas fibrosas de silício e arranjo angulares e também com partículas de silício massivas próximo aos contornos de célula eutética. Essa quantidade maior de partículas de silício de morfologia massiva provavelmente se deu pelo aumento na quantidade de impurezas segregadas, já que o ferro em excesso pode estar sendo segregado. Já na micrografia obtida por MEV, pode-se notar que houve aumento da presença de fases intermetálicas, devido ao aumento das regiões mais claras (brancas) na imagem. A fase intermetálica AlSiMgFe é a mais presente, mas também há presença da fase AlSiFe.

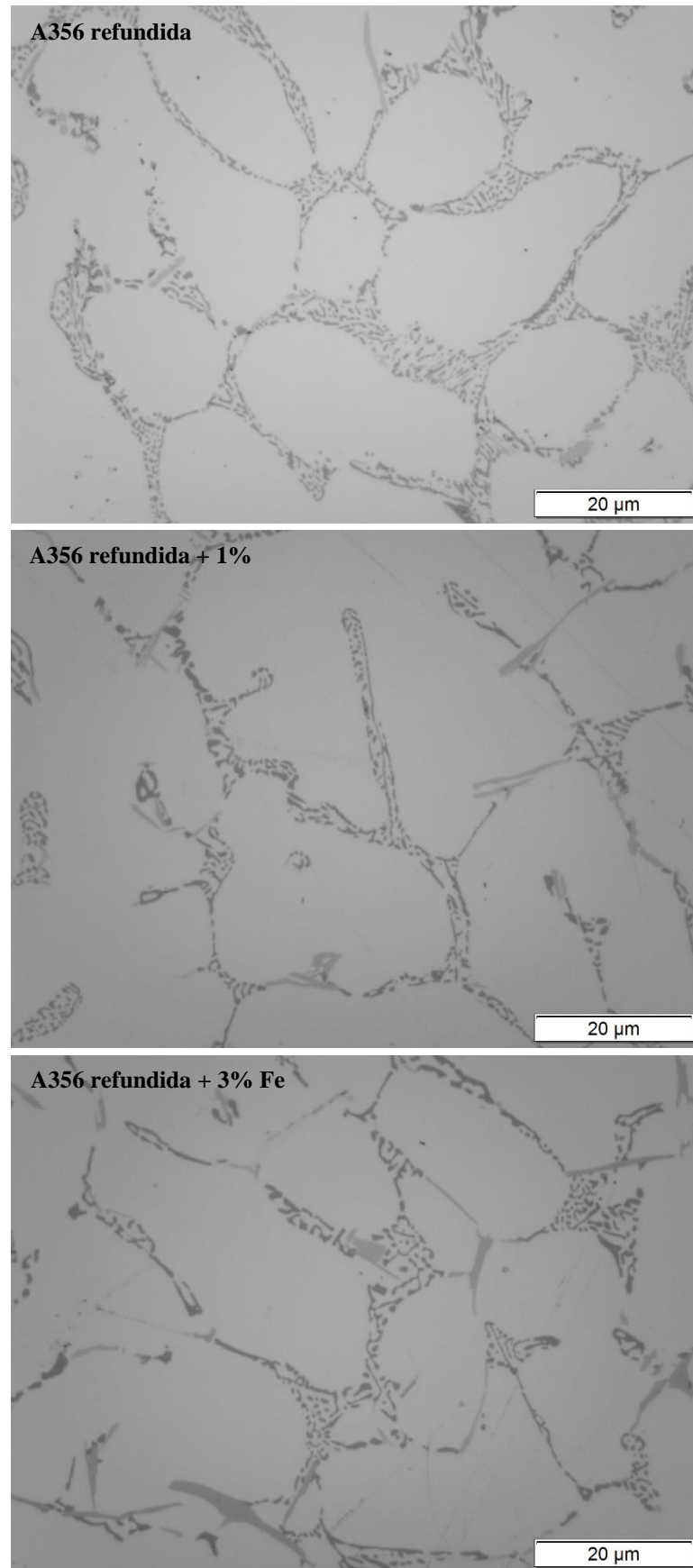


Figura 4.4 - Micrografias obtidas por MO da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, para as condições: A356 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe.
Fonte: Próprio autor.

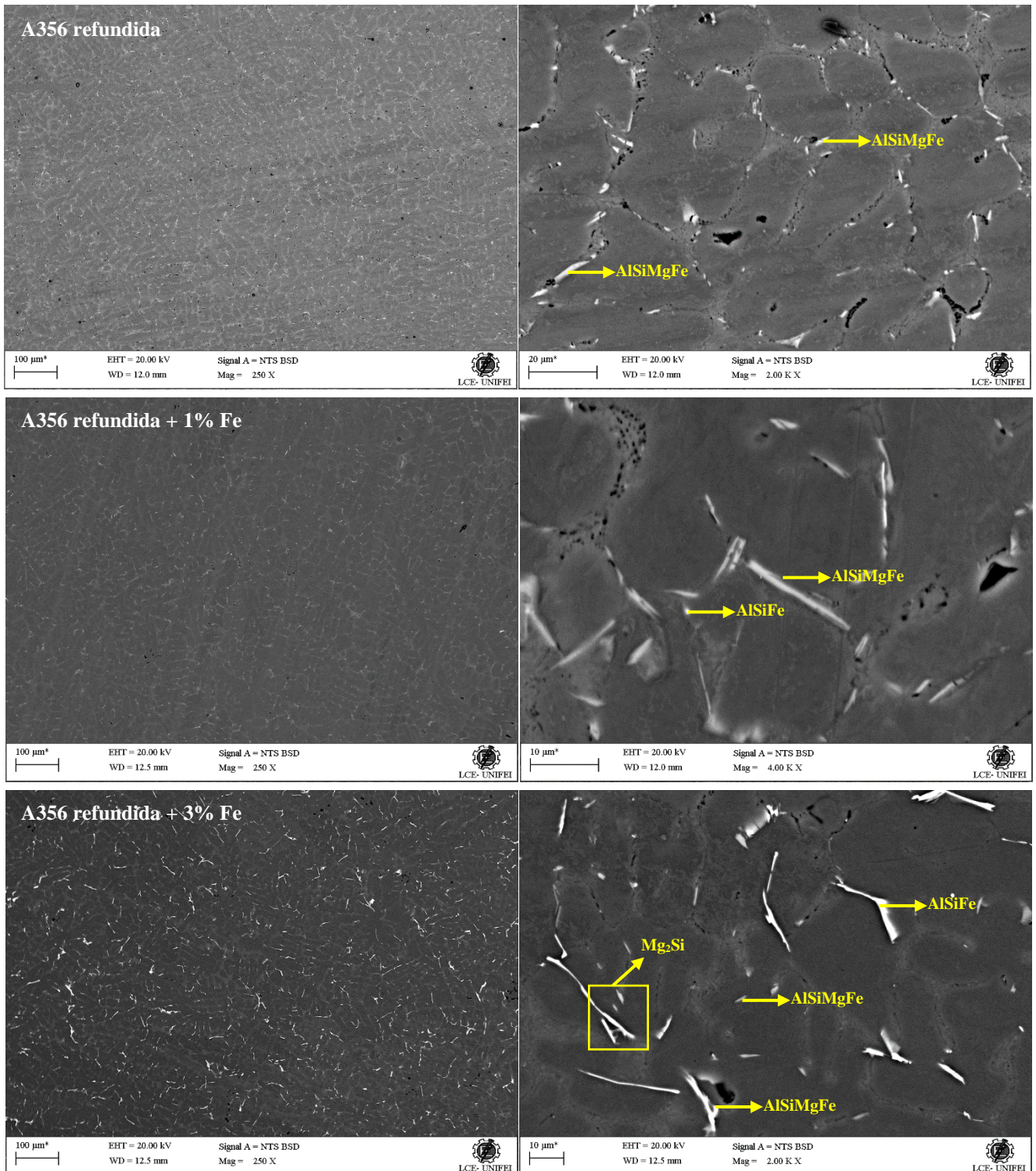


Figura 4.5 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, para as condições: A355 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe.

Fonte: Próprio autor.

4.2.2 Metalografia quantitativa

As médias dos tamanhos de grão (TG), as taxas de resfriamentos na solidificação em molde metálico e a fração volumétrica dos precipitados da liga de alumínio A356 bruta de solidificação, A356 refundida e A356 refundida com adição de 1% e 3% de ferro, estão apresentadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Taxas de resfriamento de solidificação (\dot{T}), tamanhos de grãos (TG) e fração volumétrica de precipitados da liga de alumínio A356 nas condições: A356 refundida, A356 +1%Fe e A356 + 3%Fe.

| | Condição de solidificação | | |
|----------------------------|---------------------------|------------------------|------------------------|
| | A356 Refundida | A356 Refundida + 1% Fe | A356 Refundida + 3% Fe |
| \dot{T} (°C/s) | 5,6 | 3,7 | 2,6 |
| TG (μm) | 19,4 | 22,6 | 24,9 |
| Fração de precipitados (%) | 16,9 \pm 1,2 | 15,2 \pm 1,5 | 14,2 \pm 1,3 |

Fonte: Próprio autor

Os resultados apresentados na Tabela 4.2 demonstram que as condições: A356 refundida, A356 refundida +1% Fe e +3% Fe impostas durante a solidificação da liga de alumínio A356 foi efetiva para obtenção de diferentes taxas de resfriamento na solidificação. Nota-se que o ferro possui influência na taxa de resfriamento, esta diminui com o aumento da concentração de ferro, nesse caso o ferro alterou o processo de solidificação da liga. Nota-se também que as diferentes porcentagens de ferro alteram a fração volumétrica dos precipitados. Percebe-se que a medida que a fração volumétrica de precipitados aumenta, a taxa de resfriamento também aumenta. Ghoncheh e Shabestari (2015) e Dehnavi (2015) também observaram o mesmo comportamento. A fração volumétrica e o tamanho dos precipitados variam de acordo com a variação da taxa de resfriamento na solidificação.

4.2.3 Influência das taxas de resfriamento na microdureza

A Figura 4.6 apresenta as curvas de resfriamento experimentais após a refusão da liga de alumínio A356 nas condições: A356 refundida, A356 refundida +1% Fe e A356 refundida +3% Fe. A partir das curvas de resfriamento obtidas experimentalmente pôde-se calcular as taxas de resfriamento, conforme visto na Tabela 4.2. Nota-se que para o resfriamento total, levou-se um pouco mais de 1h30min. Ainda, é possível observar que nos tempos aproximados entre 500 e 3000 segundos, a liga apenas refundida resfriou de forma mais rápida, enquanto as ligas contendo teores de 1% e 3% de ferro levaram um pouco mais de tempo para o resfriamento chegar a níveis similares a da liga apenas refundida.

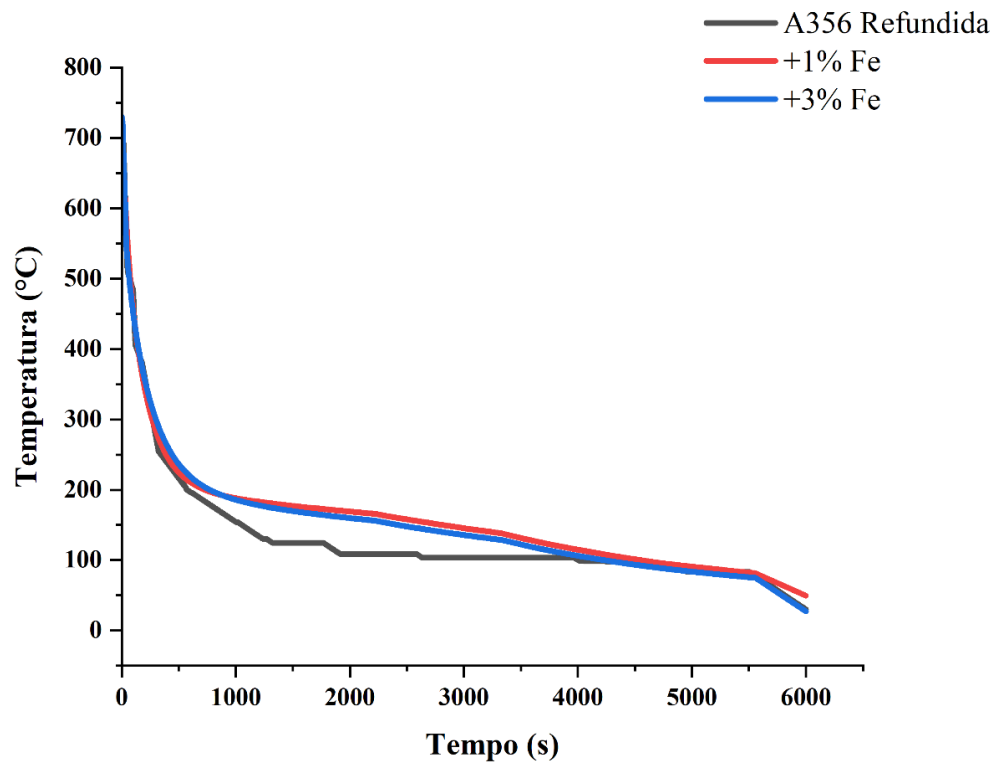


Figura 4.6 - Curvas de resfriamento das ligas A356 refundida, A356 + 1%Fe, A356 + 3%Fe após a refusão.
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 4.7 estão apresentados os valores da microdureza *Vickers* (HV) do alumínio comercialmente puro (CP) e da liga de alumínio A356 bruta de solidificação para as condições A356 refundida, A356 refundida +1% Fe e A356 refundida +3% Fe.

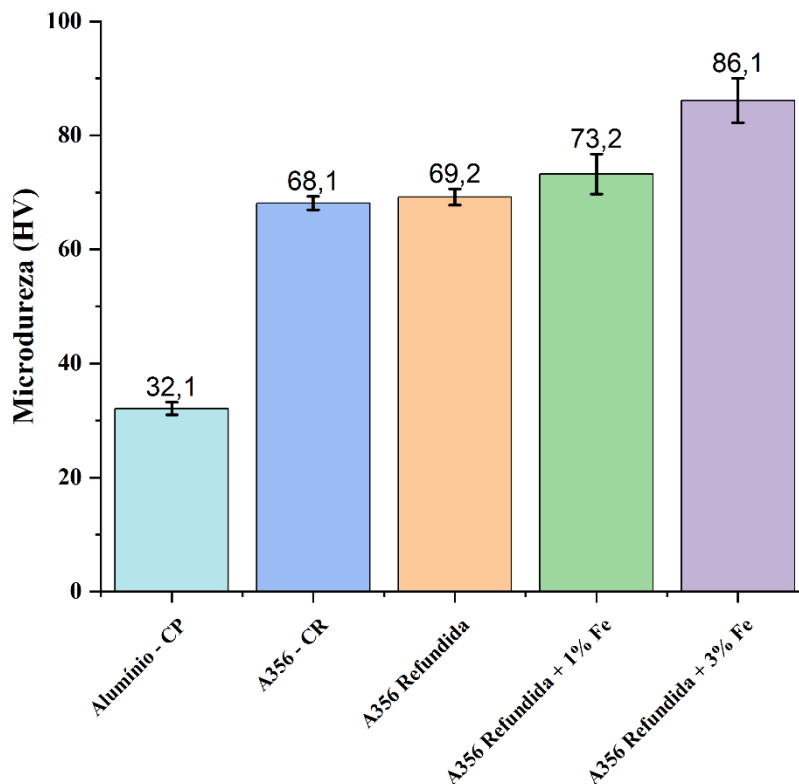


Figura 4.7 - Microdureza (HV) do alumínio CP e da liga de alumínio A356 após refusão e solidificação em molde metálico, nas condições A356 refundida, A356 refundida + 1% Fe e A356 refundida + 3% Fe.
Fonte: Próprio autor.

Os valores de microdureza observados na Figura 4.7 para as diferentes condições da liga de alumínio A356 evidenciam que o aumento da concentração de ferro e a presença de fases intermetálicas resultaram no aumento da microdureza. O efeito da taxa de resfriamento apresentou um resultado significativo junto da maior concentração de ferro. Este fato se evidencia na comparação das análises de dureza em paralelo com as análises metalográficas, onde as amostras refundidas apresentaram microestrutura mais refinada que a amostra como recebida. A microestrutura mais refinada possui um número maior de contornos de grão, logo, para o movimento das discordâncias há uma quantidade maior de barreiras. Sendo assim, para esse caso, o endurecimento por contornos de grãos foi efetivo, em vista que a liga apresentou microdurezas mais elevadas.

4.3 Caracterização da liga de alumínio A356 após Tratamento Térmico

4.3.1 Análise Microestrutural

As micrografias obtidas por MO da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro, após têmpera em vários meios e envelhecidas à 190°C por 8 horas, são mostradas na Figura 4.8. Percebe-se para todas as condições da liga, uma microestrutura que consiste em dendritas de Al- α ; presença de partículas de silício com aspecto predominantemente fibroso, e com a presença de algumas partículas engrossadas na região do contorno de grão (sendo mais concentradas e intensas); fases intermetálicas com morfologia irregular e de coloração semelhante a do silício; e também é possível observar tendência à formação de microporos. O silício tem solubilidade muito baixa em alumínio, por isso precipita como silício puro em forma fibrosa e engrossada, o que resulta em propriedades mecânicas e químicas heterogêneas (*Metals Handbook*, 1993). A mudança morfológica das partículas de silício, foi possivelmente causada por uma combinação de vários fatores, como a taxa de resfriamento, que por si só já tem forte influência na morfologia, a temperatura do meio de têmpera e também a agitação na hora do resfriamento. As imagens indicam propício crescimento dos precipitados de forma que os mesmos percam coerência com a matriz de Al- α , formando precipitados tipo β , e, com isso, deixam de produzir barreiras para as discordâncias, tornando a liga menos resistente, e em consequência a dureza diminui devido ao crescimento de grãos e cristais de silício.

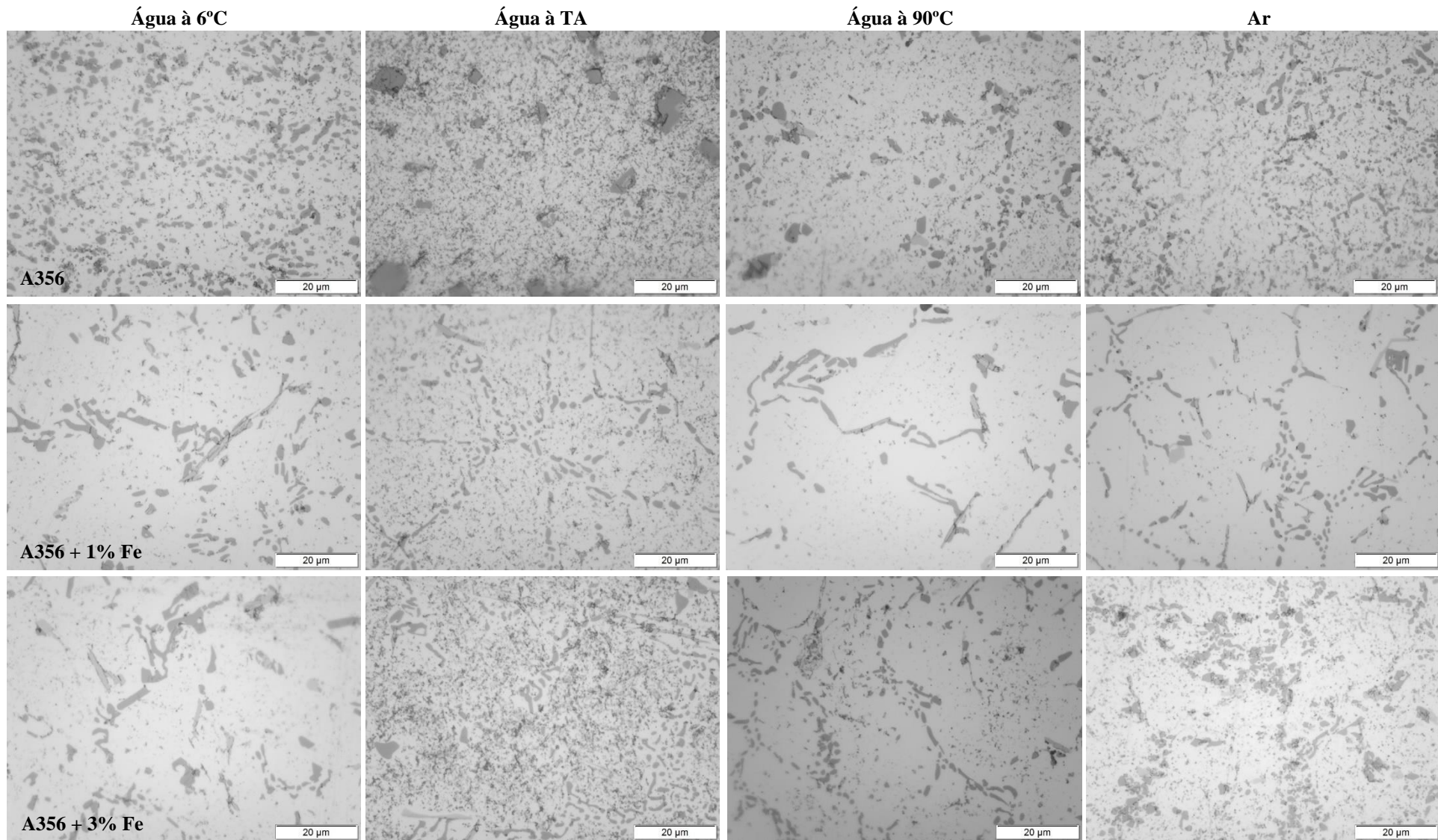


Figura 4.8 - Micrografias obtidas por MO da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após tratamento térmico.

Fonte: Próprio autor.

4.3.1.1 Têmpera em água à 6°C

A Figura 4.9 mostra as micrografias obtidas por MEV, da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro, após têmpera em água à 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. A análise qualitativa EDS revelou os elementos das fases intermetálicas β - AlFeSi para as ligas com teores de 1% e 3% de ferro e dos elementos da fase intermetálica AlSiMg para a liga A356. Esses elementos compõem as fases intermetálicas ricas em ferro, porém são nocivas para as propriedades mecânicas das ligas de Al-Si-Mg, devido à sua morfologia semelhante a placas ou agulhas, com isso tem-se concentração de tensão e iniciação de trincas. Portanto, tem-se que o controle dos parâmetros de solidificação são cruciais para se obter uma microestrutura desejada. O ferro altera a temperatura de recristalização das ligas, com isso ocorre a nucleação e crescimento de fases secundárias, como a fase β – AlFeSi que possui forte influência nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Nota-se que sendo uma alta taxa de resfriamento, a morfologia da microestrutura resulta em uma solução sólida retida, contudo durante o envelhecimento era de se esperar o surgimento de pequenos precipitados, de tal modo que a quantidade e a distribuição deles propiciassem uma condição ótima em termos de dureza e resistência mecânica. Como a temperatura e o tempo de envelhecimento utilizados foram elevados, atingiu-se o estado de superenvelhecimento da liga, o que propiciou a redução nos valores destas propriedades.

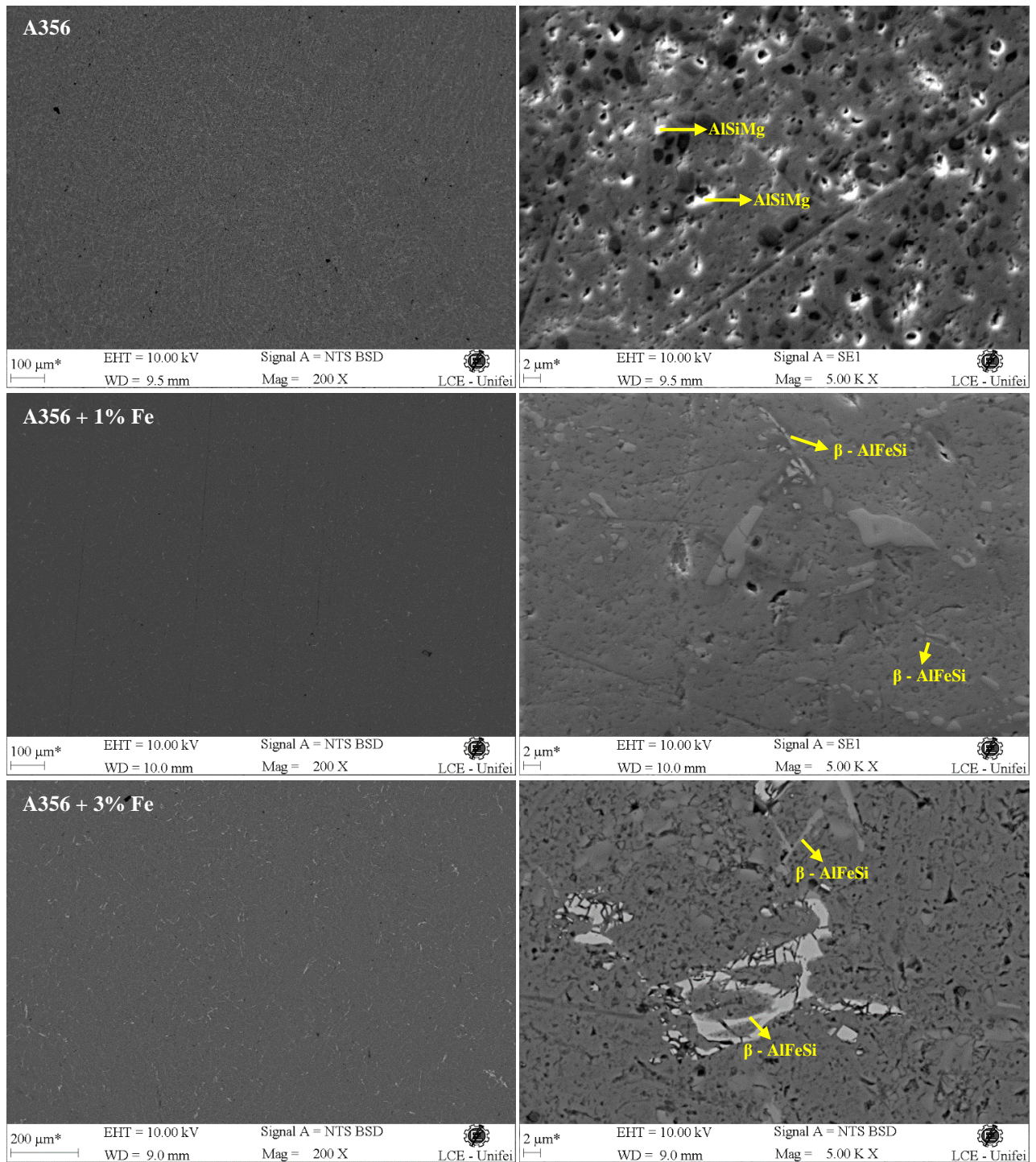


Figura 4.9 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água a 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.10 apresenta o mapeamento dos elementos Al, Si, Cu, Mg e Fe na estrutura da liga de alumínio A356 com 1% e 3% de ferro após têmpera em água à 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. Nota-se que a segregação do elemento Si, na região interdendrítica é mais severa do que dos outros elementos. Percebe-se também que na liga A356 com 3% de Fe a segregação de ferro é mais intensa do que nas outras condições da liga. Evidenciando que quanto maior a taxa de resfriamento mais a microestrutura tem solução sólida retida.

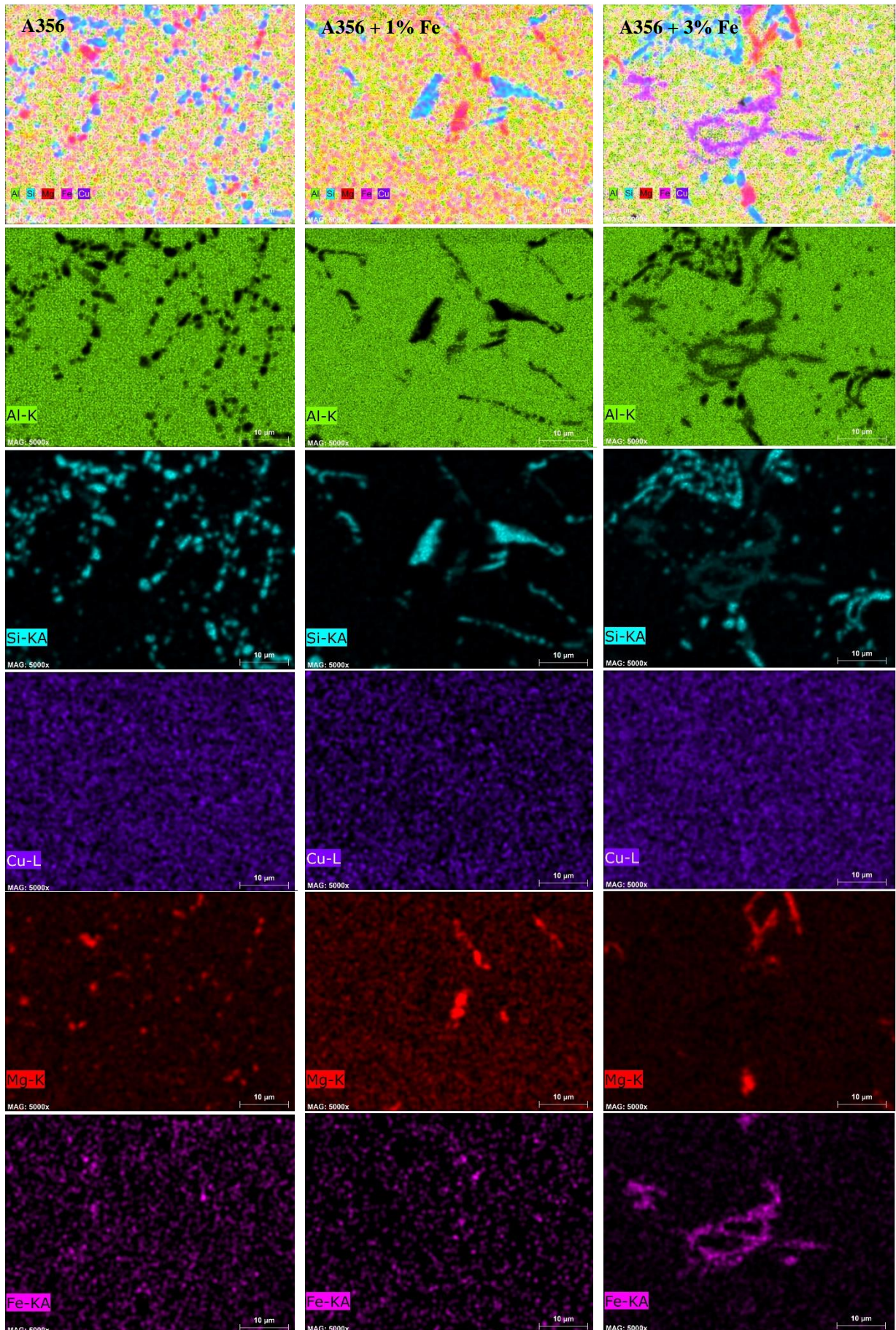


Figura 4.10 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 6°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas.
Fonte: Próprio autor.

4.3.1.2 Têmpera em água TA

A Figura 4.11 mostra as micrografias obtidas por MEV, da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro, após têmpera em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas. Novamente a análise qualitativa EDS revelou a presença dos elementos AlFeSi, do tipo β - AlFeSi para as ligas com teores de 1% e 3% de ferro e dos elementos da fase intermetálica AlSiMg para a liga A356. Nota-se que as propriedades da liga dependem das propriedades físico-químicas individuais, da fração volumétrica e da morfologia dos componentes da fase principal (solução sólida de Al- α e cristais de silício) e das fases secundárias (AlFeSi, AlFeSiMn, Mg₂Si, AlFeSiMg, etc.). Nota-se também uma quantidade maior de porosidade ou impurezas na liga apenas refundida. Não foram encontrados elementos endurecedores, do tipo Mg₂Si ou AlFeSiMg, principais fases intermetálicas responsáveis pelo ganho de dureza da liga. Como o ferro é uma impureza, compostos de Al-Fe-Si são comumente observados em ligas de Al-Si. No caso da liga de alumínio hipoeutética A356, é comum a formação da fase β - AlFeSi, que cristaliza como placas finas que se parecem com agulhas na seção transversal. Sendo o ferro um elemento determinante para a formação dessas agulhas, quanto maior o teor de ferro, mais longas e largas serão as agulhas.

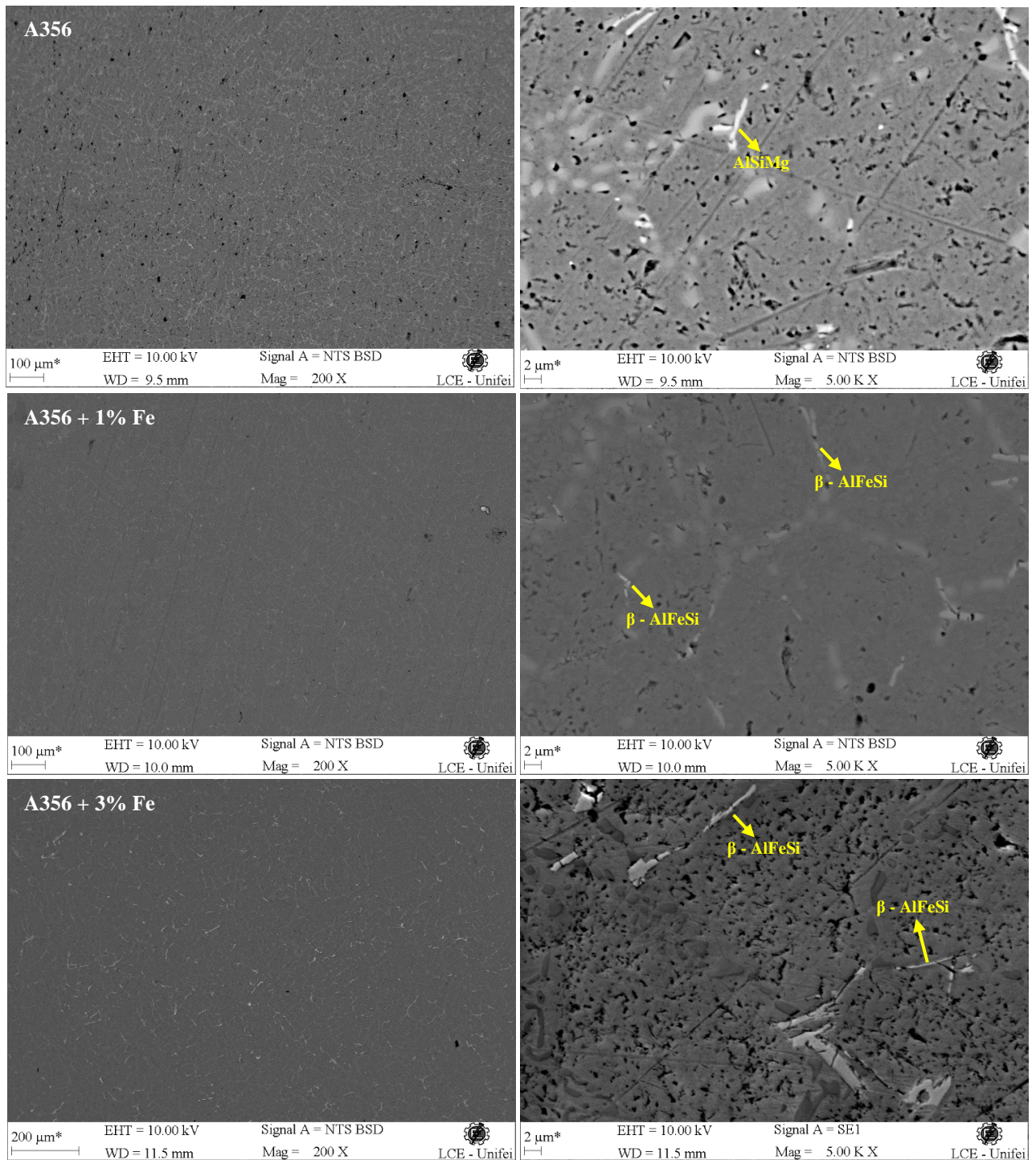


Figura 4.11 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.12 apresenta o mapeamento dos elementos Al, Si, Cu, Mg e Fe na estrutura da liga de alumínio A356 com 1% e 3% após resfriamento em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas. Nota-se que a segregação do elemento Si é mais severa do que os outros elementos. Nota-se também que para a liga A356 com 1% de Fe e 3% Fe o elemento ferro está em forma menos concentrada. Evidenciando que a taxa de resfriamento tem impacto direto na formação da microestrutura.

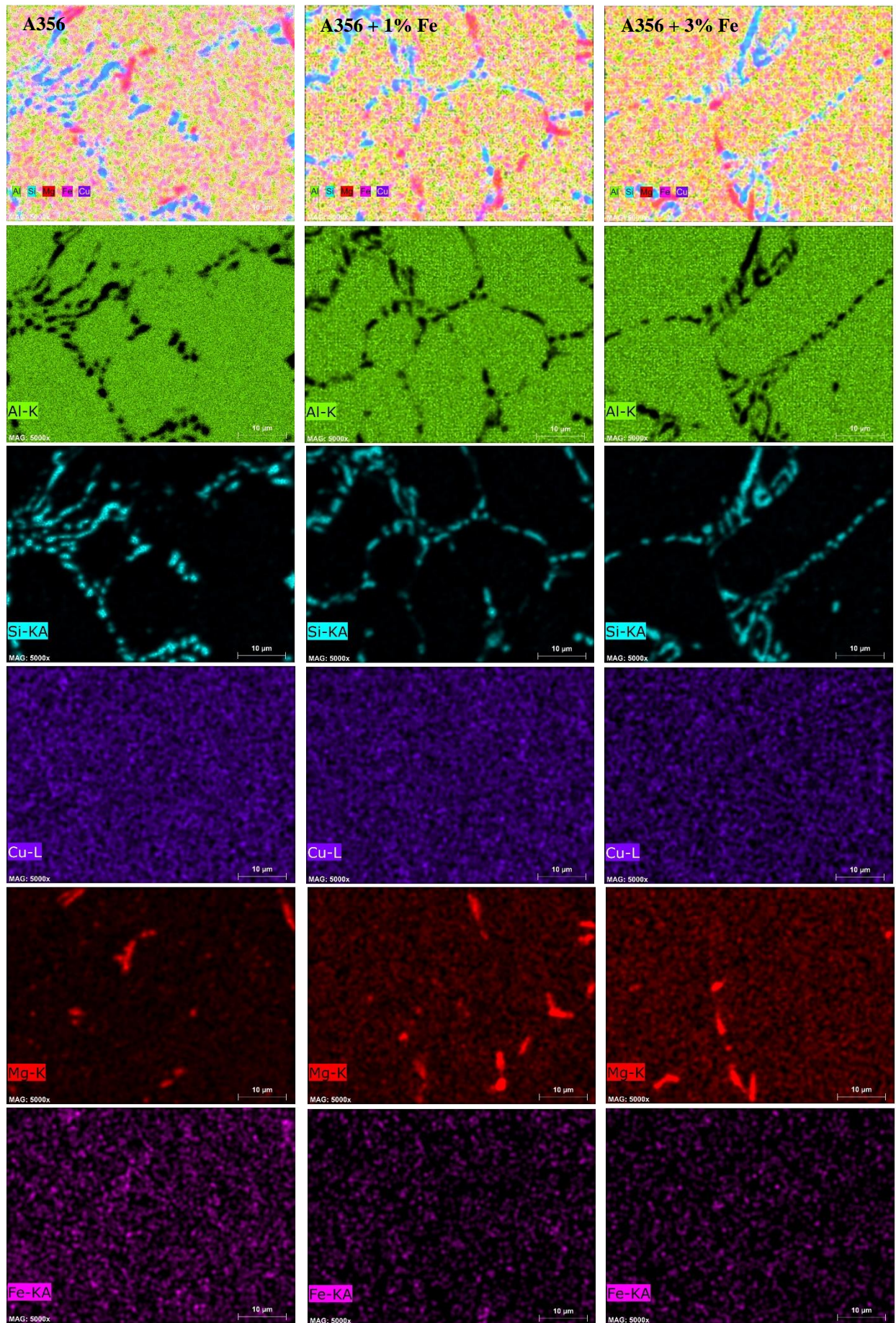


Figura 4.12 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água TA e envelhecidas à 190°C por 8 horas.
Fonte: Próprio autor.

4.3.1.3 Têmpera em água à 90°C

As micrografias obtidas por MEV, da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro, após têmpera em água à 90°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas, são mostradas na Figura 4.13. Os resultados obtidos por análise qualitativa de EDS do tipo *line-scan* indicaram a presença dos elementos AlFeSi com morfologia de fase intermetálica β – AlFeSi para as ligas contendo teores de 1% e 3% de ferro e para a liga A356 há presença dos elementos AlSiMg. Segundo Samuel *et al.* (1996), as principais partículas que prejudicam essas propriedades da liga são as agulhas alongadas de Al_3FeSi . Arrabal *et al.* (2013), explicam que as fases AlFeSi e Mg_2Si podem fornecer propriedades específicas para a liga ou podem simplesmente afetar o comportamento mecânico. A microestrutura das ligas com teores de 1% e 3% de Fe mostram a presença de plaquetas de β - AlFeSi, fase de aparência fibrosa com coloração próxima a do silício eutético.

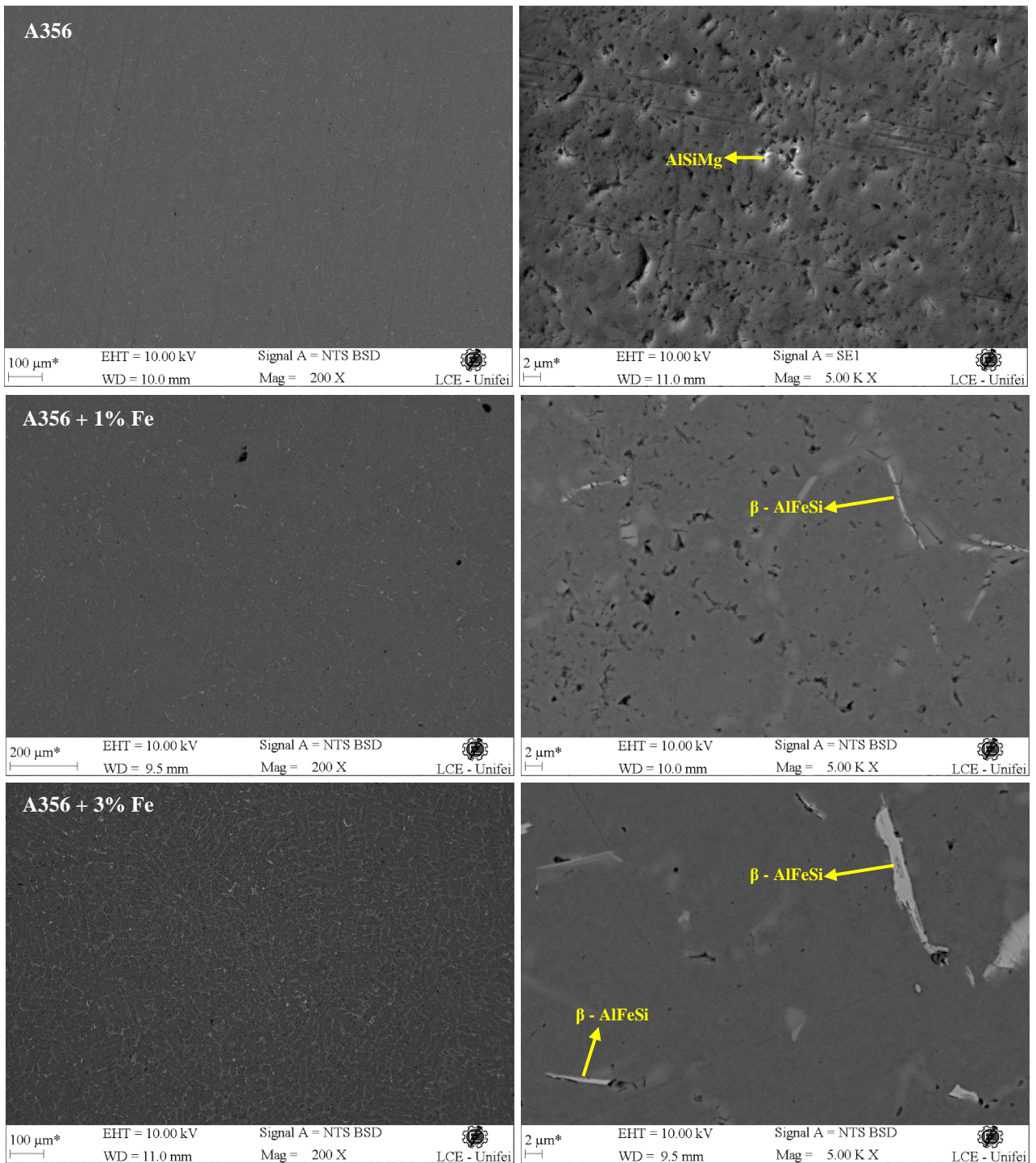


Figura 4.13 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 90°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.14 apresenta o mapeamento dos elementos Al, Si, Cu, Mg e Fe na estrutura da liga de alumínio A356 com 1% e 3% de ferro após têmpera em água a 90°C e envelhecidas à 190°C por 8 horas. Nota-se que a segregação do elemento Si é mais severa do que a de todos os outros elementos. O elemento ferro é mais intenso para a liga A356 com 3% de ferro, mas há também uma pequena intensidade de ferro concentrada na liga A356 com 1% de ferro.

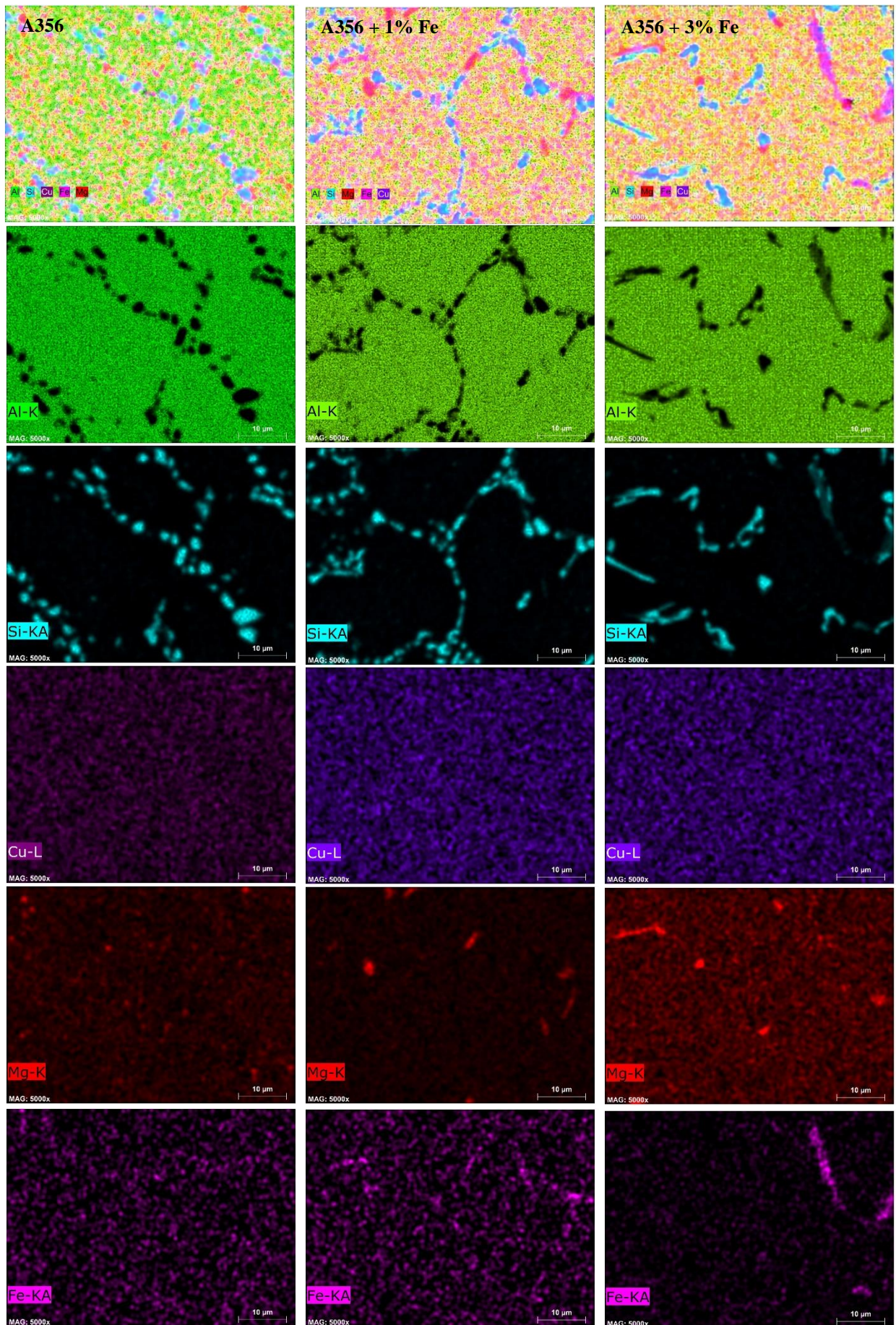


Figura 4.14 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após têmpera em água à 90°C envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

4.3.1.4 Resfriamento ao ar

A Figura 4.15 mostra as imagens obtidas por MEV, da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro, após resfriamento ao ar e envelhecidas à 190°C por 8 horas. A análise EDS resultou na presença dos mesmos elementos das fases intermetálicas encontradas anteriormente (β - AlFeSi e AlFeMg). Novamente não foram encontradas intermetálicos responsáveis pelo aumento da dureza (Mg_2Si e AlSiFeMg). Comparando o resfriamento ao ar (menor taxa de resfriamento) com o resfriamento em água a 6°C (maior taxa de resfriamento), percebe-se que no resfriamento ao ar os precipitados se apresentam de forma mais refinada. Hossain *et al.* (2013) e Kaeel (2013), explicam que a presença da fase secundária Mg_2Si , que precipita entre as dendritas de alumínio após tratamento térmico, são as principais responsáveis para o aumento da dureza nas ligas de Al-Si-Mg. O que não é observado nas imagens obtidas para a liga em questão deste trabalho.

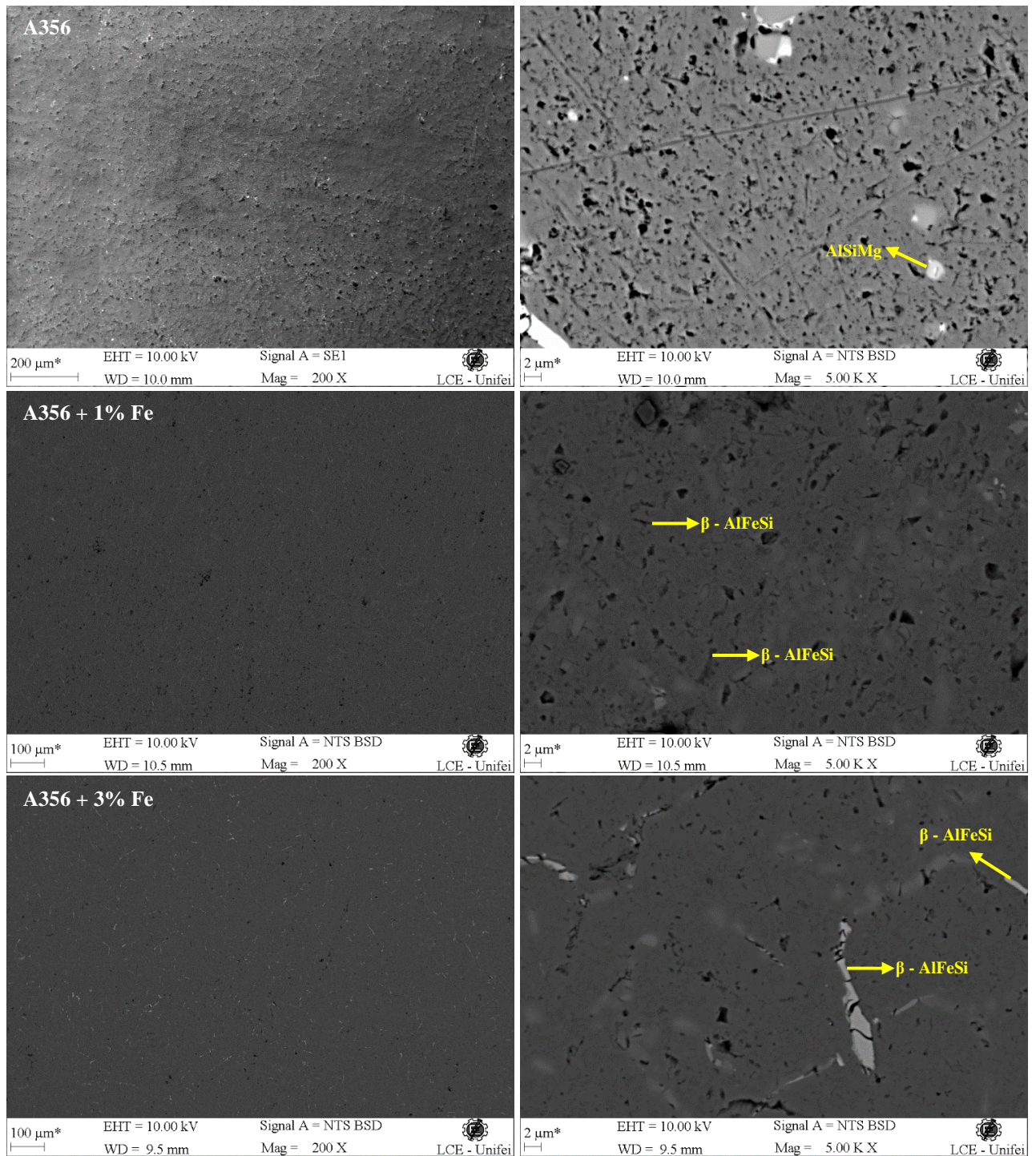


Figura 4.15 - Micrografias obtidas por MEV da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe após resfriamento ao ar e envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.16 apresenta o mapeamento dos elementos Al, Si, Cu, Mg e Fe na estrutura da liga de alumínio A356 com 1% e 3% de ferro, resfriada ao ar e envelhecida à 190°C por 8 horas. Nota-se que a segregação do elemento Si é bem mais severa para a liga A356 com 1% de ferro. Nota-se também que a segregação do elemento Fe para a liga A356 com 3% de ferro é bem mais intensa do que a liga A356 com 1% de ferro, embora a liga com A356 com 1% de ferro também tenha um pequeno concentrado do elemento Fe.

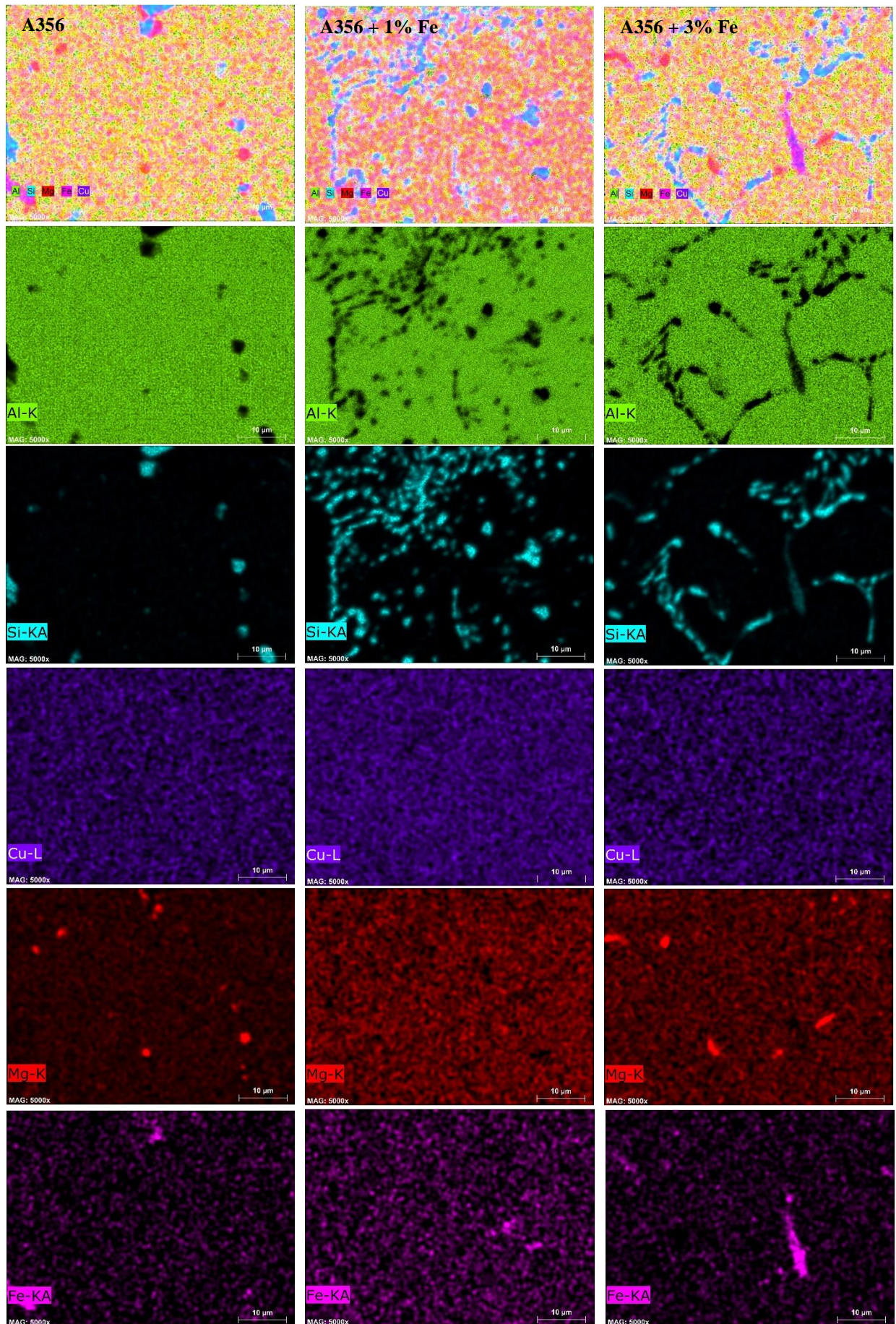


Figura 4.16 - Mapeamento dos principais elementos (Alumínio, Silício, Cobre, Magnésio e Ferro) da liga de alumínio A356, A356 + 1% Fe e A356 + 3% Fe, resfriadas ao ar e envelhecidas à 190°C por 8 horas.

Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Influência das taxas de resfriamento na microdureza

A Figura 4.17 apresenta as curvas de resfriamento experimentais após tratamento térmico da liga de alumínio A356 com 1% Fe e com 3% Fe. Bäckerud, Chai e Tamminen (1990) e Shin *et al.* (2004) explicam que os picos de resfriamento indicam a transformação de fase. Observa-se para a liga A356, o pico em água à 6°C se dá em temperatura aproximada de 490°C, para o resfriamento em água TA o pico se dá temperatura aproximada de 480°C, para água à 90°C se dá em temperatura aproximada de 500°C e para o resfriamento ao ar, com pico próximo de 520°C. Do mesmo modo, para a liga com 1% de Fe, o pico para resfriamento em água à 6°C, água TA, água à 90°C e ao ar, as temperaturas aproximadas que indicam transformação de fase, são respectivamente, 485°C, 500°C, 510°C e 525°C. Já para a liga contendo teor de 3% de Fe, as temperaturas aproximadas que indicam mudança de fase, são respectivamente 480°C, 510°C, 515°C e 520°C.

As taxas de resfriamento foram calculadas a partir das curvas de resfriamento obtidas experimentalmente e estão apresentadas na Figura 4.18 e na Tabela 4.3.

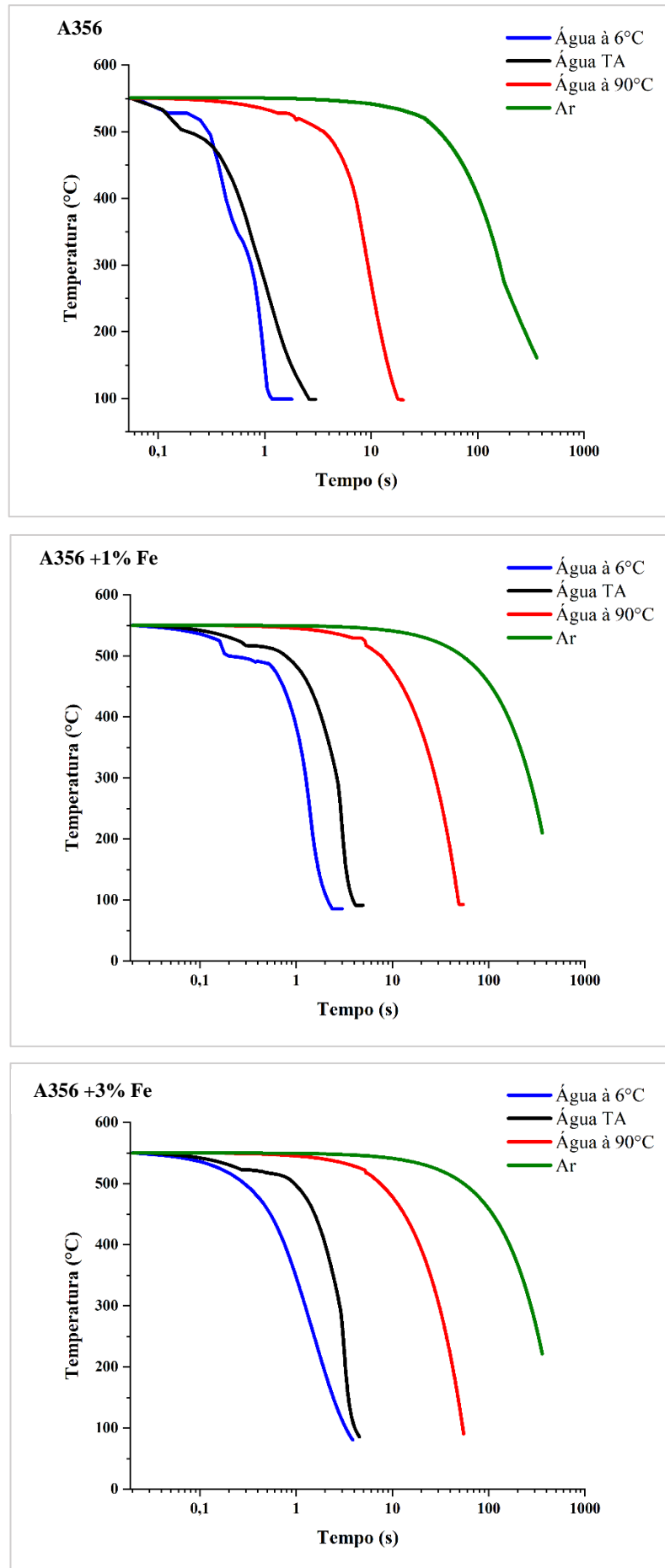


Figura 4.17 - Curvas de resfriamento durante a solubilização da liga de alumínio A356, A356 + 1%Fe e A356 + 3%Fe.

Fonte: Próprio autor.

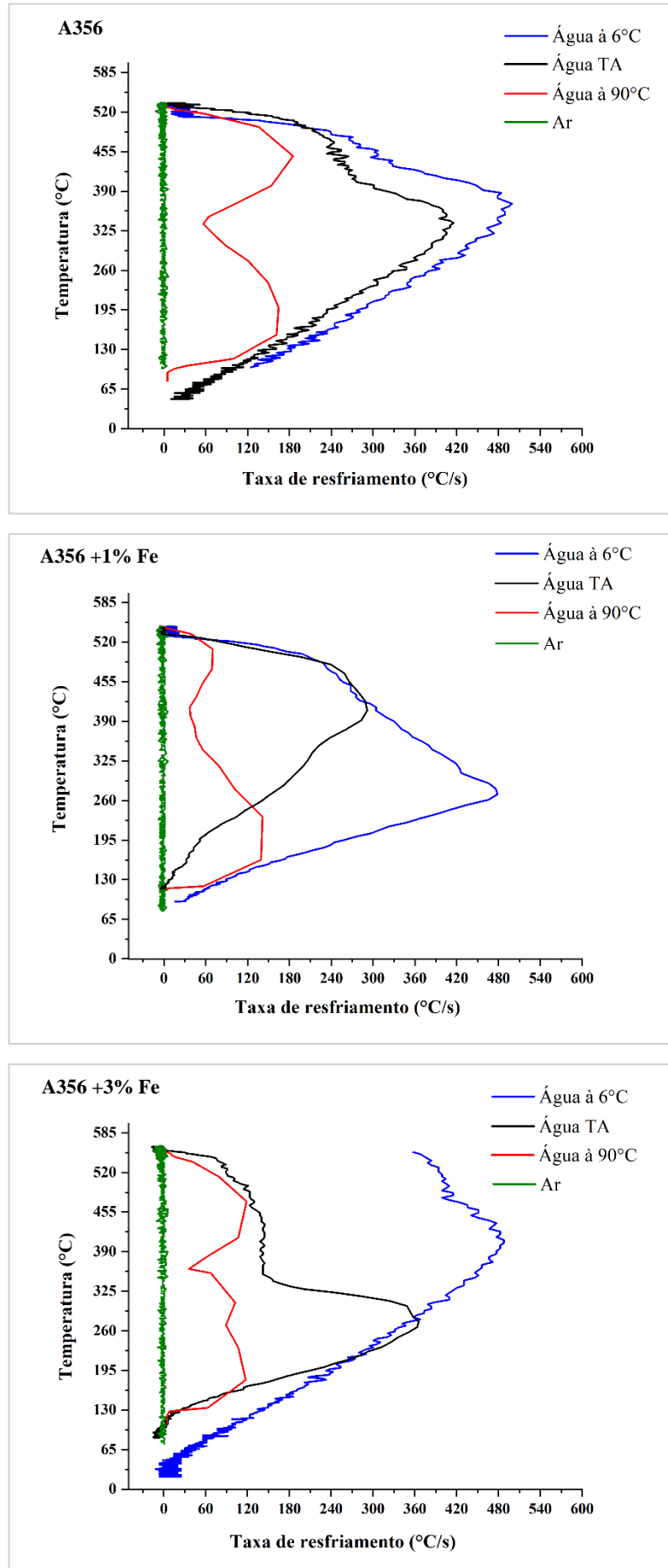


Figura 4.18 - Taxas de resfriamento durante a solubilização da liga de alumínio A356, A356 +1%Fe e A356 +3%Fe.

Fonte: Próprio autor.

Os valores das taxas de resfriamento (\dot{T}) e da fração volumétrica dos precipitados (FV) da liga de alumínio A356 com adição de 1% e 3% de ferro em todas as condições de resfriamentos, estão apresentadas na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Taxa de resfriamento e fração volumétrica dos precipitados da liga de alumínio A356, A356 + 1% e A356 + 3% de ferro.

| Condição da liga A356 (resfriamento) | A356 | | A356 + 1%Fe | | A356 + 3%Fe | |
|---|------------------|------------|------------------|------------|------------------|------------|
| | \dot{T} (°C/s) | FV (%) | \dot{T} (°C/s) | FV (%) | \dot{T} (°C/s) | FV (%) |
| Água à 6°C | 506,0 | 28,5 ± 1,2 | 481,0 | 25,7 ± 1,3 | 497,0 | 28,1 ± 1,1 |
| Água TA | 419,0 | 19,2 ± 1,3 | 289,0 | 15,7 ± 1,1 | 366,0 | 18,4 ± 1,3 |
| Água à 90°C | 181,0 | 15,3 ± 1,2 | 142,0 | 14,3 ± 1,0 | 119,0 | 12,7 ± 1,2 |
| Ar | 1,0 | 12,8 ± 1,0 | 2,0 | 13,3 ± 1,1 | 2,2 | 13,6 ± 1,2 |

Fonte: Próprio autor

A partir dos resultados apresentados na Tabela 4.3, observa-se que a taxa de resfriamento afeta diretamente a fração volumétrica dos precipitados. Nota-se que com as diferentes taxas de resfriamento, a fração volumétrica dos precipitados também se altera, isto é, quanto maior a taxa de resfriamento, maior é a fração volumétrica. Isso pode ser constatado para as ligas resfriadas em água à 6°C (maior taxa de resfriamento), onde houve maior aumento da fração volumétrica dos precipitados, pois, em altas taxas há uma quantidade suficiente de sub resfriamentos e com isso tem-se o aumento de potenciais locais adequados para a nucleação heterogênea de fase sólida. Os menores precipitados distribuídos de maneira mais homogênea na matriz de alumínio são mais fáceis de serem dissolvidos e quanto mais fácil for a dissolução dos precipitados durante a solubilização, mais precipitados endurecedores ficarão disponíveis para contribuir com o endurecimento final da liga. Portanto a velocidade de resfriamento tem forte impacto nas propriedades mecânicas das ligas endurecíveis por precipitação.

Na Figura 4.19 são apresentados os valores da microdureza *Vickers* (HV) da liga de alumínio A356 com 1% Fe e com 3% Fe, resfriadas em água à 90°C, temperatura ambiente (TA), à 6°C e ar.

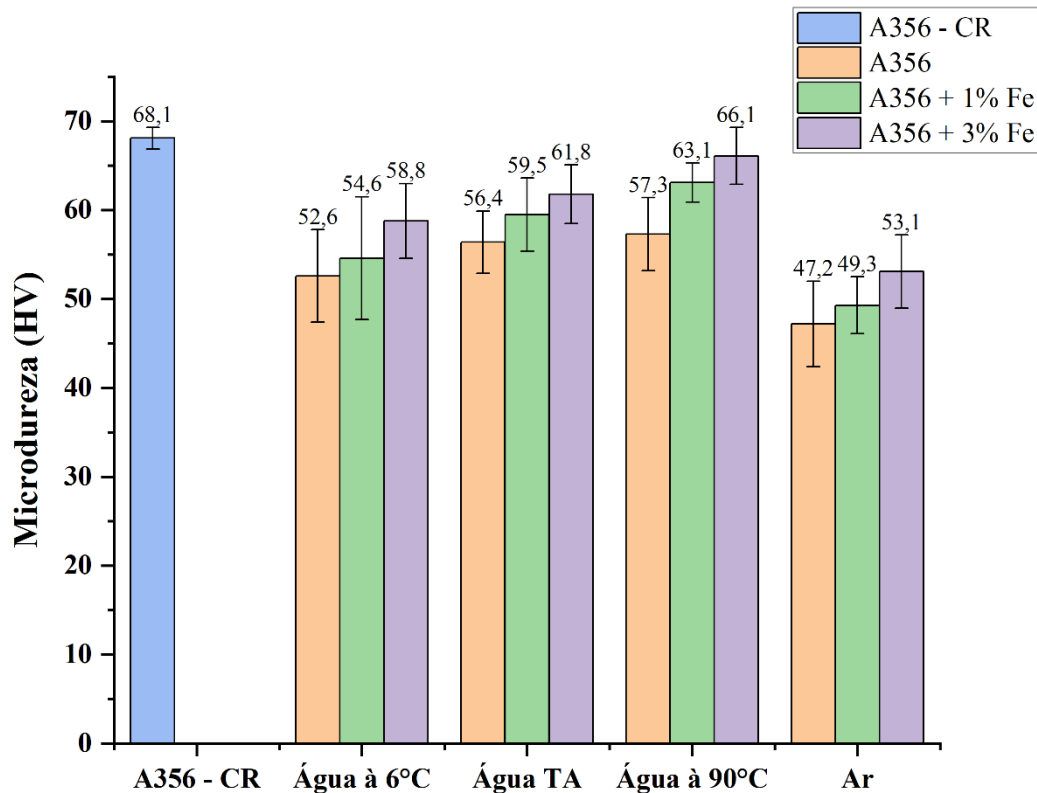


Figura 4.19 - Microdureza (HV) da liga de alumínio A356 – CR, A356, A356 + 1%Fe e A356 + 3%Fe, após tratamento térmico.
Fonte: Próprio autor.

Os valores de microdureza observados na Figura 4.19 para as diferentes condições da liga de alumínio A356 evidenciam que houve provável ocorrência de superenvelhecimento das ligas temperadas em função da alta temperatura (190°C) e do longo tempo (08 horas) utilizados para o envelhecimento. Também pode estar relacionado com as impurezas contidas nas ligas, visto que, a microdureza diminuiu em relação às ligas não tratadas termicamente, sendo o esperado que essas microdurezas aumentassem, nesse caso, o ferro ao solidificar-se, precipitou fases que dificultaram o surgimento dos elementos endurecedores da liga. Pode ser visto que a microdureza diminuiu com o aumento das taxas de resfriamento. Os resultados de microdureza em relação as taxas de resfriamento, estão em concordância com Silva (2016), porém não estão coerentes ao trabalho de Zhang *et al.* (2018), que observou que a medida que a taxa de resfriamento aumenta (grão menor), a dureza do material também aumenta e que isso se dá à taxa de resfriamento rápida que geralmente refina a microestrutura e aumenta a solubilidade sólida dos elementos de liga na solução sólida, sendo a principal razão para isso a distribuição de microporosidades, segregação intergranular e segregação de impurezas. Contudo, todas as ligas tratadas termicamente se comportaram de maneira similar às ligas pós refusão, pois a liga contendo maior teor de ferro se mantém com uma dureza maior em relação às demais. É possível perceber também que o resfriamento em água à 90°C propiciou a maior dureza em

relação aos demais meios de têmpera utilizados. No caso da liga resfriada ao ar, a microdureza teve grande queda causado pelo resfriamento mais lento com relação aos demais, pois com baixas taxas de resfriamento não é possível obter a solução sólida retida (típica de têmpera), conseqüentemente ocasionando uma diminuição da supersaturação depois do resfriamento e como resultado, tem-se a diminuição dos precipitados endurecedores típicos de ligas de alumínio solubilizadas, temperadas e envelhecidas e conseqüentemente propriedades mecânicas mais baixas.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos nos estudos teóricos e experimentais deste trabalho e com as comparações com outros estudos da literatura sobre o tema, podem se tirar as seguintes conclusões:

- As adições de ferro (1 e 3%) à liga A356 na refusão, resultou na diminuição da taxa de resfriamento das mesmas, chegando a 54% de redução na taxa de resfriamento entre a liga sem adição de ferro e a liga com adição de 3%Fe. Foi constatado também que à medida que se aumenta o teor de ferro, verifica-se uma redução na distribuição da fração volumétrica dos precipitados e um aumento no tamanho de grão.
- Após refusão e adição de ferro na liga de alumínio A356, ficou evidenciada a grande influência dos teores de ferro sobre as microdurezas das ligas, pois houve um aumento considerável desta propriedade. Em termos percentuais:
 - Estado somente refundido, esse acréscimo na microdureza foi de 7,4% para 1%Fe e de 26,5% para 3%Fe.
 - Liga A356 e temperada em água à 6°C foi de 3,8% para 1%Fe e de 11,8% para 3%Fe.
 - Liga A356 e temperada em água à temperatura ambiente (25°C) foi de 5,57% para 1%Fe e de 9,6% para 3%Fe.
 - Liga A356 e temperada em água à 90°C foi de 10,1 % para 1%Fe e de 15,4% para 3%Fe.
 - Liga A356 e resfriada ao ar foi de 4,4% para 1%Fe e de 12,5% para 3%Fe.
- Os resultados da microdureza em relação às taxas de resfriamentos utilizadas na têmpera foram inesperados, pois é consenso que em altas taxas de resfriamento o metal solidificado apresenta maiores valores de dureza. Nesse caso o resultado pode ter sido influenciado pela presença da impureza Fe, bem como a ocorrência de formação da fase intermetálica β – AlFeSi que se apresenta em forma de placas ou agulhas ou ainda as variáveis utilizadas no envelhecimento (temperatura e tempo) que levaram as ligas ao estado de superenvelhecimento, promovendo, então, a redução nos valores de microdureza encontrados.
- A simulação de reciclagem deste trabalho e conseqüente contaminação do ferro na liga A356 gerou mudanças na sequência de solidificação, possibilitando o surgimento de fases primárias formadas de ferro antes da cristalização dos grãos de alumínio. Estas,

por se desenvolverem antes do alumínio, tem liberdade para crescerem livremente, resultando em cristais grosseiros na fase líquida e alterando o material final.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Repetição do estudo alterando as temperaturas de tratamento térmico.
- Estudo sobre o efeito da corrosão na liga A356 contaminada com ferro.
- Estudo das tensões residuais na liga A356 contaminada com ferro.
- Estudo da resistência à abrasão na liga A356 contaminada com ferro.
- Estudo sobre a contaminação do ferro para outras ligas de alumínio tratáveis termicamente, variando não só a taxa de resfriamento, mas como também o percentual de ferro.
- Análise térmica de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) e Termogravimetria (TG) e análise de Difração de raio-x (DRX).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABEDI, K.; EMAMY, M. The effect of Fe, Mn and Sr on the microstructure and tensile properties of A356–10% SiC composite. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 16-17, p. 3733-3740, 2010.

ALFONSO, Ismeli et al. Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys. **Journal of materials science**, v. 41, n. 7, p. 1945-1952, 2006.

Anuário Estatístico: Setor Metalúrgico/ Secretaria de Geologia, Mineração e Transformação Mineral (2017). **91 p. ISSN 2358.7687. CDU 669.**

ANYALEBECHI, P. N. Effects of solidification rate, Fe, and Ca on the cast microstructure of aluminum alloy A356. In: **LIGHT METALS-WARRENDALE-PROCEEDINGS-**. TMS, 2003. p. 1005-1016.

APELIAN, D; *et al.* Fundamental aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg alloys. **AFS transactions**, v. 97, p. 727-742, 1989.

ASM. **ASM Handbook: Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. ASM International, vol. 2, 1990.

ASM. **ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams**. ASM International, vol. 3, 1999.

ASTM, E112-96. 112–96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. **ASTM International**, 2004.

ASTM, E1245-03. 1245-03. Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. **ASTM International**, 2016.

ASTM, B917/B917M. Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes. **ASTM International**, 2001.

Associação Brasileira de Fundição (ABIFA). **Indústria de fundição concretiza fim da crise e tem melhor ano desde 2016**. Disponível em < <http://www.abifa.org.br/industria-de-fundicao-concretiza-fim-da-crise-e-tem-melhor-ano-desde-2016/>>. Acesso em janeiro, 2020.

Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). **Tudo sobre a cadeia do alumínio: Abal Lança Anuário Estatístico 2019**. Disponível em < <http://abal.org.br/noticia/tudo-sobre-a-cadeia-do-aluminio-abal-lanca-anuario-estatistico-2019/>>. Acesso em junho, 2020.

ÁVILA, Nadja Vasconcellos de. **Ciência dos Materiais**. Volume Único. Rio de Janeiro: Fundação Cecierj, 2019.

BÄCKERUD, Lennart; CHAI, Guocai; TAMMINEN, Jarmo. **Solidification characteristics of aluminum alloys**. American Foundrymen's Society, 1990.

BAILE PUIG, María Teresa. **Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio en estado semisólido**. Universitat Politècnica de Catalunya, 2005.

BIR - Bureau of International Recycling. Disponível em <www.bir.org>. Acesso em novembro, 2018.

BO, D. A. N. G. et al. Effect of as-solidified microstructure on subsequent solution-treatment process for A356 Al alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 26, n. 3, p. 634-642, 2016.

BOUCHARD, Dominique; KIRKALDY, John 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.

BUHA, Joka. **Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys**. 2005. PhD. University of New South Wales. Materials Science and Engineering.

CAO, X.; CAMPBELL, J. The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5 Si-0.4 Mg cast alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35, n. 5, p. 1425-1435, 2004.

_____; _____. Morphology of β -Al₅FeSi phase in Al-Si cast alloys. **Materials Transactions**, v. 47, n. 5, p. 1303-1312, 2006.

CARDINALE, Anna Maria et al. Thermal and corrosion behavior of as cast AlSi alloys with rare earth elements. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 695, p. 2180-2189, 2017.

CEN. *Aluminium and Aluminium Alloys—Alloyed Ingots for Remelting—Specifications*; EN 1676; CEN: Brussels, Belgium, 2010; pp. 1–14.

CHAUDHURY, S. K.; APELIAN, D. Effects of rapid heating on aging characteristics of T6 tempered Al–Si–Mg alloys using a fluidized bed. **Journal of materials science**, v. 41, n. 14, p. 4684-4690, 2006.

COLPAERT; Hubertus. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 4ª Edição, Editora Edgarg Blücher Ltda, São Paulo – 2008

DAVID, E; KOPAC, J. Use of Separation and Impurity Removal Methods to Improve Aluminium Waste Recycling Process. **Materials Today: Proceedings**, v. 2, n. 10, p. 5071-5079, 2015.

DIONI, D. et al. Effects of artificial aging conditions on mechanical properties of gravity cast B356 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, n. 4, p. 1035-1042, 2016.

DINNIS, Cameron M.; TAYLOR, John A.; DAHLE, Arne K. Iron-related porosity in Al–Si–(Cu) foundry alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 425, n. 1-2, p. 286-296, 2006.

DOBZANŃSKI, L. A. et al. Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi7Cu2 alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 191, n. 1-3, p. 317-320, 2007.

ELSHARKAWI, E. A. et al. Effects of Mg, Fe, Be additions and solution heat treatment on the π -AlMgFeSi iron intermetallic phase in Al-7Si-Mg alloys. **Journal of materials science**, v. 45, n. 6, p. 1528-1539, 2010.

ESTEY, C. M. et al. **c: A**, v. 383, n. 2, p. 245-251, 2004.

FORTINI, Annalisa et al. On the influence of Mn and Mg additions on tensile properties, microstructure and quality index of the A356 aluminum foundry alloy. **Procedia Structural Integrity**, v. 2, p. 2238-2245, 2016.

FREITAS, Brenda Juliet Martins et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical properties of the spray-formed and rotary-swaged 319 aluminum alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 102, n. 9-12, p. 3879-3894, 2019.

FURLAN, Tarita Shiraishi. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. 2008. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

GARCIA, A. Solidificação: Fundamentos e Aplicações, editora da Unicamp. **São Paulo, Brasil**, p. 201-242, 2001.

_____. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Editora da UNICAMP, 2007.

GLAZOFF, Michael V.; ZOLOTOREVSKY, Vadim S.; BELOV, Nikolai A. **Casting aluminum alloys**. Elsevier, 2010.

GODLEWSKI, Larry A. et al. The effect of aging on the relaxation of residual stress in cast aluminum. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. 10, p. 4809-4818, 2013.

GREEN, A. S. Aluminum recycling and processing for energy conservation and sustainability. Materials Park, OH: ASTM International; 2007.

HAGHDADI, Nima et al. The effect of thermomechanical parameters on the eutectic silicon characteristics in a non-modified cast A356 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 549, p. 93-99, 2012.

HATCH, J. E. **Aluminum: properties and physical metallurgy**. 1 ed., Ohio: USA, 1993.

HEGDE, Sathyapal; PRABHU, K. Narayan. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys. **Journal of materials science**, v. 43, n. 9, p. 3009-3027, 2008.

_____. ALUMINUM ASSOCIATION et al. **Aluminum: properties and physical metallurgy**. ASM international, 1984.

HERNANDEZ-PAZ, J. F. et al. Natural Aging and Heat Treatment of A 356 Aluminum Alloy. **Transactions of the American Foundry Society**, Vol. 112, p. 155-164, 2004.

HWANG, J. Y. *et al.* The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 488, n. 1-2, p. 496-504, 2008.

IBRAHIM, Mohamed F. et al. Effect of aging conditions on precipitation hardening in Al–Si–Mg and Al–Si–Cu–Mg alloys. **International Journal of Metalcasting**, v. 11, n. 2, p. 274-286, 2017.

JABŁOŃSKI, M. et al. Influence of Fe and Si addition on the properties and structure conductivity aluminium. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 62, n. 3, p. 1541-1547, 2017.

KANG, H. G. et al. Hoyt Memorial Lecture-Age-Hardening Characteristics of Al-Si-Cu-Base Cast Alloys (99-27). **Transactions of the American Foundrymen's Society**, v. 107, p. 507-516, 1999.

KAUFMAN, John Gilbert; ROOY, Elwin L. **Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications**. Asm International, p. 46, 2004.

KOVAČEVIĆ, I. Simulation of spheroidisation of elongated Si-particle in Al–Si alloys by the phase-field model. **Materials Science and Engineering: A**, v. 496, n. 1-2, p. 345-354, 2008.

LI, Jianyu et al. Relationship of Mg₂Si morphology with Mg₂Si content and its effect on properties of in-situ Mg₂Si/Al–Cu composites. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 808, p. 151771, 2019.

_____. Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy. **Materials Letters**, v. 58, n. 15, p. 2096-2101, 2004.

LUNDQVISTA, U. *et al.* **Design for recycling in the transport sector – future scenarios and challenges**. Goteborg, Sweden: Chalmers University of Technology, Goteberg University; 2004.

MANENTE, A.; TIMELLI, G. Recent trends in processing and degradation of aluminum alloys. **Metals and Nanometals. InTechh**, p. 197-220, 2011.

MELO, M. L. N. M.; RIZZO, E. M. S. ; SANTOS, R. G. **Prediction of Dendrite Arm Spacing and its Effect on Microporosity Formation in Directionally Solidified AlCu Alloy**. *Journal Materials Science*, v.40, p.111, 2005.

Metals handbook. V, V, G, F et al. ASM handbook. **Metallography and microstructures**, v. 9, p. 44073-0002, 2004.

MILKEREIT, Benjamin *et al.* Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. **Thermochimica Acta**, v. 492, n. 1, p. 73-78, 2009.

MING, L. I. et al. Effects of melt treatment temperature and isothermal holding parameter on water-quenched microstructures of A356 aluminum alloy semisolid slurry. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 28, n. 3, p. 393-403, 2018.

MISHCHENKO, Andrii; SCOTTI, Américo. Tensões residuais em soldagem a arco: uma visão holística. **Soldagem & Inspeção**, v. 23, n. 1, p. 93-112, 2018.

MOHAMED, A. M. A.; SAMUEL, F. H. A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. **Heat Treatment-Conventional and Novel Applications**, p. 55-72, 2012.

OLIVEIRA, Marcos Xavier De. Correlação entre ultrassom e dureza em liga de alumínio-silício A356 fundida e tratada termicamente. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 15, n. 2, 2020.

OLIVEIRA, P. J. **Otimização de tratamentos térmicos da Liga de Alumínio AA2024 utilizando Redes Neurais Artificiais**. 2018. 162P. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Itajubá – MG. 2018.

OSORIO, Wislei Riuper Ramos et al. Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al. 2000.

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos et al. The correlation between electrochemical corrosion resistance and mechanical strength of as-cast Al-Cu and Al-Si alloys. **International Journal of Electrochemical Science (Online)**, 2011.

ÖZTÜRK, İsmail et al. Effects of strontium addition on the microstructure and corrosion behavior of A356 aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 763, p. 384-391, 2018.

PADILHA, Angelo Fernando. **Materiais de engenharia**. Hemus, 1997.

PARAY, Florence. **Heat treatment and mechanical properties of aluminum-silicon modified alloys**. 1995.

PEREIRA, Tássia Nunes Dias *et al.* A Reciclagem De Alumínio No Brasil E O Mercado Internacional: Uma Análise Quantitativa. **Planejamento e Políticas Públicas**, n. 47, 2016.

PRUSA, F.; KUČERA, V.; VOJTĚCH, D. An Al-17 Fe alloy with high ductility and excellent thermal stability. **Materials & Design**, v. 132, p. 459-466, 2017.

PUNCREOBUTR, C. et al. Influence of Fe-rich intermetallics on solidification defects in Al-Si-Cu alloys. **Acta Materialia**, v. 68, p. 42-51, 2014.

RAM, Subhash Chandra; CHATTOPADHYAY, K.; CHAKRABARTY, I. Effect of magnesium content on the microstructure and dry sliding wear behavior of centrifugally cast functionally graded A356-Mg₂Si in situ composites. **Materials Research Express**, v. 5, n. 4, p. 046535, 2018.

ROSA, Daniel Monteiro et al. Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória. 2007.

SADEGHI, Ida; WELLS, Mary A.; ESMAEILI, Shahrzad. Modeling homogenization behavior of Al-Si-Cu-Mg aluminum alloy. **Materials & Design**, v. 128, p. 241-249, 2017.

SADROSSADAT, Mohsen; JOHANSSON, Sten. The effects of casting parameters on residual stresses and microstructure variations of an Al-Si cast alloy. In: **Advances in X-Ray Analysis (CD-ROM)**. International Centre for Diffraction Data (ICDD), 2009. p. 553-560.

SAMUEL, A. M. et al. Relationship between tensile and impact properties in Al–Si–Cu–Mg cast alloys and their fracture mechanisms. **Materials & Design**, v. 53, p. 938-946, 2014.

_____ ; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Observations on the formation of β -Al 5 FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. **Journal of Materials Science**, v. 31, n. 20, p. 5529-5539, 1996.

SCHMITZ, C. **Handbook of Aluminium Recycling**. Vulkan Verlag, 2006, ISBN 978-3-8027-2936-2.

SENATOROVA, O. G. et al. Low-distortion quenching of aluminum alloys in polymer media. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 57, n. 11-12, p. 669-672, 2016.

SHIN, Je-Sik et al. Computer-aided cooling curve analysis of A356 aluminum alloy. **Metals and Materials international**, v. 10, n. 1, p. 89-96, 2004.

SJÖLANDER, Emma; SEIFEDDINE, Salem. Optimization of solution treatment of cast Al-7Si-0.3 Mg and Al-8Si-3Cu-0.5 Mg alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 45, n. 4, p. 1916-1927, 2014.

_____ ; _____. The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. **Journal of materials processing technology**, v. 210, n. 10, p. 1249-1259, 2010.

SOARES, M. R. N. **Efeitos dos Ciclos de Envelhecimento no Comportamento de Ligas de Alumínio**. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de Aveiro, 2009.

SOO, Vi Kie et al. Sustainable aluminium recycling of end-of-life products: A joining techniques perspective. **Journal of Cleaner Production**, v. 178, p. 119-132, 2018.

SPIM, J. A.: **Tratamentos Térmicos de Ligas Não-Ferrosas**. Material didático do Departamento de Metalurgia – LAFUN – Laboratório de Fundição – UFRGS. Porto Alegre, 2004.

THORBORG, J; *et al.* Integrated modeling of transitions in mechanical conditions during casting and heat treatment. In: **Proc. Int. Conf. On Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, MCWASP XIV, Awaji Yumebutai, Japan**. 2015.

TIAN, Lusha et al. Effects of solidification cooling rate on the microstructure and mechanical properties of a cast Al-Si-Cu-Mg-Ni piston alloy. **Materials**, v. 11, n. 7, p. 1230, 2018.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. (Ed.). **Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes**. CRC Press, 2003.

TUPAJ, M. et al. The effect of cooling rate on properties of intermetallic phase in a complex Al-Si alloy. **Archives of Foundry Engineering**, v. 16, n. 3, p. 125--128, 2016.

UNGUREANU, C.; DAS, S.; JAWAHIR, I. Life-cycle cost analysis: aluminum versus steel in passenger cars, || Aluminum alloys for transportation, packaging, aerospace and other applications. **Metals, & Materials Society**, p. 11-23, 2007.

UZUN, Orhan et al. Hardness and microstructural characteristics of rapidly solidified Al–8–16 wt.% Si alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 376, n. 1-2, p. 149-157, 2004.

WANG, E. R. et al. Improved mechanical properties in cast Al–Si alloys by combined alloying of Fe and Cu. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 29, p. 7878-7884, 2010.

WANG, Q. G.; CACERES, C. H.; GRIFFITHS, J. R. Damage by eutectic particle cracking in aluminum casting alloys A356/357. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 12, p. 2901-2912, 2003.

_____ *et al.* Effect of Parameters of Thermal – Rate Treatment of Melt on Iron – Containing Phases in Alloy Al-15% Si-2,7% Fe. **Metal Science and Heat Treatment**. V.58, n. 7-8, p. 405-410, 2016.

YANG, Chang-lin et al. Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, n. 10, p. 3189-3196, 2015.

YANG, H; SHOUXUNG, JI; ZHONGYUN, F. Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al–Si–Cu alloys. **Materials & Design**, v. 85, p. 823-832, 2015.

YI, J. Z. et al. Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum–silicon alloy (A356–T6). **Materials Science and Engineering: A**, v. 386, n. 1-2, p. 396-407, 2004.

ZHANG, Yanhua et al. The role of cooling rate in the microstructure of Al–Fe–Si alloy with high Fe and Si contents. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 473, n. 1-2, p. 442-445, 2009.

ZHANG, Zhijun et al. Effects of the Mn/Fe ratio and cooling rate on the modification of Fe intermetallic compounds in cast A356 based alloy with different Fe contents. **Materials Transactions**, v. 54, n. 8, p. 1484-1490, 2013.