Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Dissertação de Mestrado

Carlos Ferreira da Silva

Efeito dos parâmetros de processamento térmico na microestrutura e na resistência mecânica da liga de alumínio A319

Belo Horizonte

Setembro de 2017

Carlos Ferreira da Silva

Efeito dos parâmetros de processamento térmico na microestrutura e na resistência mecânica da liga de alumínio A319

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais

Linha de Pesquisa: Seleção, Processamento e Caracterização

Orientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo S. Corrêa

Silva, Carlos Ferreira da.

S586e Efeito dos parâmetros de processamento térmico na microestrutura e na resistência mecânica da liga de alumínio A319 / Carlos Ferreira da Silva. - 2017.
97 f. : il.; tabs. ; grafs. –
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2017.
Bibliografia.

1. Ligas de alumínio – Propriedades mecânicas. 2. Precipitação. 3.Fundição. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Título.

CDD: 620.112 15

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

CEFET-MG

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
"EFEITO DOS PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO TÉRMICO NA MICROESTRUTURA E NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DA LIGA DE ALUMÍNIO A319 FUNDIDA"

Autor: Carlos Ferreira da Silva

Orientadora: Profª. Drª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Profª. Drª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Wellington

Prof. Dr. Wellington Lopes
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

João Paulo Machado de Sousa

Prof. Dr. João Paulo Machado de Sousa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 26 de Setembro de 2017.

DEDICATÓRIA

Primeiramente á Deus, a minha esposa Elaine Cortez pelo encorajamento, apoio e paciência, ao meu filho Arthur nosso presente de Deus. Aos meus pais por toda história de uma vida.

AGRADECIMENTOS

À minha orientadora, Prof.ª Drª. Elaine Carballo S. Corrêa, e ao Prof. Dr. Wellington Lopes pela conduta e conhecimentos transmitidos que abriram meu caminho para o fascinante universo das pesquisas.

À direção da Nemak do Brasil pelo interesse, apoio e importância dados ao desenvolvimento desse projeto.

Aos meus colegas do Laboratório Metalúrgico da Nemak do Brasil, Adriene dos Santos Pimenta, Natasha Nogueira, Gledson Ermilindo, José Carlos Gonçalves e José Maria Rezende, pela dedicação, esforço para condução dos experimentos e as ricas discussões que elevaram a qualidade desse trabalho.

RESUMO

No presente trabalho foi realizada a avaliação da microestrutura e da resistência mecânica à tração da liga de alumínio A319, que apresenta em sua composição química silício, cobre e magnésio, empregada na fabricação de cabeçotes de motor. Esses componentes foram produzidos em duas estruturas distintas nas quais foram realizadas adaptações de forma a acoplar um sistema de resfriamento artificial especialmente elaborado para os experimentos, com objetivo de associar um tratamento térmico que promoveria a ocorrência do fenômeno de endurecimento por precipitação no material para uma função da condição do tratamento térmico associado ao processo de fundição envolveu o aproveitamento das elevadas temperaturas durante o resfriamento dos componentes na solidificação para a realização de um resfriamento brusco até determinada temperatura, o que levaria à obtenção de uma solução sólida supersaturada e, partir desse momento, foi conduzida a etapa de envelhecimento natural, visando o desenvolvimento de precipitados. Foram abordados os efeitos da temperatura de início do resfriamento artificial, da temperatura de início do envelhecimento natural e tempo de envelhecimento, bem como a realização de um tratamento térmico de envelhecimento artificial subsequente. Em geral, observou-se que, para as condições apresentadas, a temperatura de início do resfriamento artificial não levou a alterações consideráveis na microestrutura e na resistência mecânica da liga de alumínio, assim como o tempo de envelhecimento natural. Por outro lado a temperatura de início do envelhecimento natural bem como a realização de envelhecimento artificial posterior promoveu mudanças na resistência mecânica do material.

Palavras-chave: liga de alumínio A319, precipitação, resistência mecânica, fundição.

ABSTRACT

In the present work, an evaluation of the microstructure and the tensile strength of the aluminum alloy A319, which presents in its chemical composition silicon, copper and magnesium, used in the manufacturing process of the motor heads was carried out. These components were produced in two different structures in which adaptations were conducted through the addition of an artificial cooling system specially designed for the experiments, in order to associate a heat treatment that would promote the occurrence of the phenomena of precipitation hardening in the material. The heat treatment connected with the casting process involved the use of high temperatures during the cooling of the components to a certain temperature, which would lead to the development of a supersaturated solid solution and, from that moment, was conducted the natural aging stage, aiming the development of precipitates. The investigation involved the analysis of the effects of the artificial cooling start temperature, the natural aging start temperature and the aging time, as well as the subsequent artificial aging heat treatment. In general, it was observed that for the conditions presented, the initial temperature of the artificial cooling did not lead to considerable changes in the microstructure and the strength of the aluminum alloy, as well as the natural aging time. On the other hand, the temperature of the beginning of the natural aging as well as the process of the artificial aging promoted changes in the mechanical resistance of the material.

Keywords: A319 aluminum alloy, precipitation, mechanical strength, casting

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1-Estruturas dendríticas com indicações das formas de dimensionamento..... 24
Figura 3.2 -Correlação entre sDAS e as propriedades mecânicas..... 26
Figura 3.3 -Variações das microestruturas da liga eutética Al-Si em solidificação direcional..... 28
Figura. 3.4 -Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A..... 28
Figura 3.5 -Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B..... 29
Figura 3.6 -Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A+B.... 29
Figura 3.7 -Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C..... 29
Figura 3.8 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C..... 30
Figura 3.9 -Estruturas dendríticas com indicações das formas de dimensionamento..... 31
Figura 3.10 -Ocorrência de precipitados na liga de alumínio A319 como fundida de acordo com a composição química..... 32
Figura 3.11 -Representação da microestrutura na solubilização / resfriamento brusco..... 35
Figura 3.12 -Diagrama de equilíbrio do Al-Cu..... 37
Figura 3.13 -Representação esquemática da formação de zonas de GP nos primeiros estágios do fenômeno de precipitação em uma liga de alumínio Al-Mg-Si-Cu..... 39
Figura 3.14 -Representação esquemática de um precipitados coerente..... 40
Figura 3.15 -Evolução na morfologia dos precipitados..... 41
Figura 3.16 -Interação entre discordância e precipitado..... 42
Figura 3.17 -Interação entre discordância e precipitado..... 43

Figura 3.18 -Interação entre discordância e precipitado..... 44
Figura 4.1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado na Ilha..... 46
Figura 4.2 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado no Carrossel..... 47
Figura 4.3 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado em Laboratório..... 48
Figura 4.4 -Sequência do processo interno de fabricação do cabeçote de motor em liga de alumínio A319..... 50
Figura 4.5 - Sistema de resfriamento no processo da Ilha..... 51
Figura 4.6 - Figura sistema de resfriamento no processo do Carrossel..... 52
Figura 4.7 - Figura sistema de resfriamento no teste em laboratório..... 53
Figura 4.8 - Pirômetro de imersão Inditemp II..... 53
Figura 4.9 – Câmara térmica..... 53
Figura 4.10 -Imagem térmica dos componentes em estudo..... 54
Figura 4.11 -Equipamento para controle térmico da liga..... 54
Figura 4.12 -Forno utilizado no tratamento T5 das amostras..... 55
Figura 4.13 -Ponto de localização do cabeçote para confecção das amostras, considerando a "ilha" e "carrossel"..... 56
Figura 4.14-Ponto de localização para confecção das amostras considerando apenas para amostras em laboratório..... 56
Figura 4.15 -Corpo de prova para os ensaios de tração..... 57
Figura 4.16 -Microscópio óptico utilizado no trabalho..... 58
Figura 4.17- Microscópios ópticos utilizados no trabalho..... 58
Figura 4.18 -Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do espaçamento dentrítico secundários..... 59
Figura 4.19 -Torno CNC utilizado no trabalho..... 60
Figura 4.20 -Máquinas de tração utilizadas..... 60

Figura 5.1 -Curvas de resfriamento (exemplos) dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 no processo de fundição na "ilha" - resfriamento a partir de duas temperaturas até 225°C..... 63
Figura 5.2 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural..... 65
Figura 5.3 -Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural..... 66
Figura 5.4 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5..... 67
Figura 5.5 -Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5..... 68
Figura 5.6 -Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural por 13 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente..... 72
Figura 5.7 -Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural por 20 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente..... 73
Figura 5.8 -Curvas de resfriamento (exemplo) dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 no processo de fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até 225°C e 125°C..... 75
Figura 5.9 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias..... 77

Figura 5.10 -Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias..... 78
Figura 5.11 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 20 dias..... 79
Figura 5.12 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias - envelhecimento natural e tratamento térmico T5..... 80
Figura 5.13 -Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias - tratamento térmico T5..... 81
Figura 5.14 -Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 13 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente..... 84
Figura 5.15 -Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 20 dias..... 85
Figura 5.16 -Curvas de resfriamento (exemplo) da liga de alumínio A319 no processo de fundição em "laboratório" - resfriamento a partir de 475°C até 225°C e 125°C..... 87

Figura 5.17 -Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida na liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 2 dias..... 88

Figura 5.18 -Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida na liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 2 dias..... 90

Figura 5.19 -Resistência mecânica da liga de alumínio A319 após fundição em “laboratório” resfriamento a partir de 475°C, até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 2 dias dias..... 92

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 -Relações entre microestruturas eutéticas e as morfologias de crescimento..... 27
Tabela 3.2 -Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio... 33
Tabela 3.3 -Subdivisões dos tratamentos térmicos T para ligas de alumínio... 34
Tabela 5.1 -Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição na "ilha..... 64
Tabela 5.2 -Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha..... 69
Tabela 5.3 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural..... 71
Tabela 5.4 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5..... 71
Tabela 5.5 -Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição no "carrossel"..... 76
Tabela 5.6 -Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de moto96r da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel"..... 82
Tabela 5.7 -Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural..... 83
Tabela 5.8 -Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural e tratamento térmico T5..... 83

Tabela 5.9 - Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição em "laboratório"..... 87
Tabela 5.10 - Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório"..... 90
Tabela 5.11 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural..... 91

LISTA DE SÍMBOLOS

ABAL Associação Brasileira de Alumínio

AFS Sociedade Americana de Fundição (*American Foundry Society*)

ANSI Instituto Nacional de Normas Americanas (*American National Standards Institute*)

ASTM Sociedade Americana para teste e materiais (*American Society for Testing and Materials*)

A319 Liga de Alumínio

d Distância

DAS Espaçamento entre os braços dendrítico

DEMAT Departamento de engenharia de materiais

F Como fabricado (*estado bruto de fundição*)

G.P. Guinier-Preston

H Material encruado

$Le_{(0,2\%)}$ Limite de escoamento 0,2%

LRT Limite de resistência à tração

MEV Microscopia eletrônica de varredura

MO Microscopia óptica

NBR Norma brasileira

O Material recozido

ppm Partes por milhão

sDAS Espaçamento entre os braços dendrítico secundários

T Material tratado termicamente

T1 Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecido

T2 Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido

T4 Solubilizado, encruado

T5 Arrefecido desde a teamperatura de conformação e envelhecido

T6 Solubilizado e envelhecido artificialmente

T7 Tratamento térmico, solubilizado e sobreenvelhecido

T8 Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente

T9 Solubilizado, envelhecido artificialmente

T10 Aferrecido desde a temperatura de conformação, encruado envelhecido

TG Tamanho de grão

W	Processo de solubilização
λ1	espaçamento dos braços dendríticos primários
λ2	espaçamento dos braços dendríticos secundários
λ3	espaçamento dos braços dendríticos terciários
Ø	diâmetro da partícula

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 17
2 OBJETIVOS 19
2.1 Objetivo geral 19
2.2 Objetivos Específicos 19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 20
3.1 Ligas de alumínio e elementos de liga 20
3.2 Microestrutura das Ligas de Alumínio Fundidas 22
3.2.1 Tamanho de grão 22
3.2.2 Espaçamento dos braços dentríticos 23
3.2.3 Estrutura eutética 26
3.2.4 Precipitados nas ligas de aluminio Al-Si 30
3.2.5 Inclusões 32
3.3 Tratamentos Térmicos nas Ligas de Alumínio 33
3.3.1 Solubilização 35
3.3.2 Precipitação ou Envelhecimento 38
3.4 Mecanismo de Endurecimento por Precipitação 42
4 MATERIAIS E MÉTODOS 45
4.1 Descrição Geral do Trabalho 45
4.2 Materiais e Processo de Produção 49
4.3 Tratamento Térmico T5 55
4.4 Corpos de Prova 56
4.5 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 57
4.5.1 Medida do espaçamento entre os braços dentríticos secundários.. 58
4.6 Ensaios de Tração 59
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 62
5.1 RESULTADOS RELACIONADOS AO PROCESSO DE FUNDIÇÃO NA ILHA 62
5.1.1 Curvas e resfriamento dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 62
5.1.2 Microestrutura dos cabeçotes do motor de liga de alumínio A319 após fundição na ilha 64

5.1.3 Propriedade mecânicas dos cabeçotes de motor a liga de alumínio A319 após fundição na ilha 70
5.2 Resultados Relacionados ao Processo de Fundição no Carrossel 74
5.2.1 Curvas de resfriamento dos cabeçotes de motor de liga de alumínio A319 durante a solidificação e composição química 74
5.2.2 Microestrutura dos cabeçotes do motor de liga de alumínio A319 após fundição na ilha 76
5.2.3 Propriedade mecânicas dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na ilha 82
5.3 Resultados Relacionados ao Processo de Fundição Realizado em Laboratório.....87
5.3.1 Curvas de resfriamento da liga de alumínio A319 durante a solidificação e composição química na Fundição 87
5.3.2 Microestrutura da liga de alumínio A319 após fundição em laboratório 88
5.3.3 Propriedades mecânicas de liga de alumínio A319 após fundição em laboratório 90
6 CONCLUSÕES..... 93
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... 94

1 INTRODUÇÃO

A utilização de ligas de alumínio vem aumentando muito ao longo das décadas. Esses materiais podem proporcionar importantes vantagens em suas aplicações, como boas características mecânicas, peso reduzido e alta condutividade térmica.

A indústria automotiva é um dos maiores mercados para as fundições de alumínio e vem a cada dia ampliando a aplicação desse material em seus produtos. Nesse caso, o uso contínuo está relacionado ao fato de que um dos principais objetivos estabelecidos para esse setor é a redução de consumo de combustíveis e, consequentemente, a emissão de gases poluentes, sendo a diminuição de peso dos veículos uma das principais vertentes para alcançar essa meta.

Os desafios tecnológicos para as fundições de alumínio estão se tornando cada vez maiores, pois novas aplicações ocorrem em substituição a produtos antes constituídos por aços e ferros fundidos. Em adição a esse fato, os produtos correntes normalmente produzidos com ligas de alumínio estão passando por reduções dimensionais e incrementos de complexidade geométrica, bem como aumento dos limites de suas propriedades mecânicas.

É senso comum que, as características microestruturais de uma liga metálica têm a capacidade de alterar os resultados qualitativos de um produto. Várias combinações de elementos e fatores podem convergir para a ocorrência de descontinuidades, fomentadas por fenômenos físicos e químicos que ocorrem durante os processos de vazamento e solidificação. Nesse contexto, além da garantia da qualidade da liga de alumínio, quanto à presença de inclusões, aos limites da composição química, à presença de gases e ao controle de temperatura, o conhecimento de suas características tecnológicas é muito importante para o domínio dos processos e obtenção dos melhores resultados para os produtos.

As principais variáveis que afetam as propriedades mecânicas de ligas de alumínio fundidas são a composição química, taxa de solidificação, ausência de porosidades e tratamento térmico. Na liga de alumínio A319, tema do presente trabalho, os compostos intermetálicos de cobre e ferro, o tamanho das porosidades e distribuição, as partículas de eutético de silício (morfologia, tamanho e distribuição) e o grau de supersaturação do magnésio e do cobre na matriz de alumínio após o tratamento de solubilização são os principais parâmetros esperados para controlar as propriedades mecânicas (TASH et al., 2006).

Considerando essa abordagem está presente trabalho realizada análise da microestrutura e da resistência mecânica da liga de alumínio A319, que apresenta em sua composição química silício, cobre e magnésio, empregada na fabricação de cabeçotes de motor. Esses componentes foram produzidos em duas estruturas distintas, denominadas "ilha" e "carrossel", nas quais foram realizadas adaptações de forma a acoplar um sistema de resfriamento artificial especialmente elaborado para os experimentos, com objetivo de associar um tratamento térmico que promoveria a ocorrência do fenômeno de endurecimento por precipitação no material à estrutura/processo. Parâmetros distintos relacionados às temperaturas da operação foram avaliados, assim como o período de envelhecimento natural e ainda a possibilidade de realização de um tratamento subsequente na liga de alumínio A319. O trabalho de pesquisa realizado teve como ambiente de desenvolvimento a empresa Nemak do Brasil, situada em Betim/MG, uma fundição de produtos automotivos como blocos de motores, cabeçotes e carcaças de transmissões.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar os efeitos do processamento térmico e da estrutura empregada na fabricação na microestrutura e na resistência mecânica no processo de fabricação de cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 fundida.

2.2 Objetivos Específicos

- Elaborar um sistema de resfriamento artificial composto por dois métodos distintos de resfriamento a ser empregado em duas estruturas de âmbito industrial nas quais os cabeçotes de motor serão fabricados (referidas no trabalho como "ilha" e "carrossel") e obter as curvas de resfriamento representativas dessas.
- Avaliar a microestrutura da liga de alumínio submetida aos processamentos térmicos diversos, por meio da observação do espaçamento entre braços dendríticos secundários e dos eventuais precipitados desenvolvidos.
- Analisar o desempenho da liga de alumínio após os tratamentos diversos por meio da avaliação da resistência mecânica em ensaios de tração.
- Observar a influência da estrutura na qual o componente foi produzido ("ilha", "carrossel" e em laboratório) nos resultados.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Ligas de Alumínio e Elementos de Liga

Segundo Coutinho (1980), em comparação com outros materiais metálicos, o alumino puro apresenta densidade reduzida (2,7g/cm³), excelentes condutividades elétrica e térmica, boa resistência à corrosão e elevada ductilidade, exibindo ainda ponto de fusão relativamente baixo, a uma temperatura de 660°C. A possibilidade de adição de elementos de liga ao alumínio e a exploração dos efeitos desses elementos influenciou de maneira direta o desempenho das indústrias automobilística e aeronáutica, especialmente considerando a realização de tratamentos térmicos. Em geral, apesar da perda de resistência à corrosão e de condutividade elétrica, o emprego das ligas de alumínio em aplicações diversas se deu devido à obtenção de valores de resistência mecânica elevados, especialmente considerando a baixa densidade. Nesse caso, para a indústria automotiva, a diminuição no peso médio dos veículos é apontada como essencial para conseguir níveis de consumo de combustíveis mais baixos e, portanto, reduzir a emissão de poluentes (ANTUNES; OLIVEIRA, 2014).

Para as ligas de alumínio, os elementos de liga mais comuns são magnésio, manganês, ferro, silício, cobre e zinco (HIRSCH; GOTTSTEIN; SKROTZKI, 2008). Nesse contexto, a função de cada elemento é alterada com a quantidade presente e ainda de acordo com sua combinação com outros. Dentre as maneiras por meio das quais os elementos mencionados se situam no material, destacam-se como solutos, em solução sólida, e combinados, formando segunda fase ou precipitados.

Os elementos de liga presentes em solução sólida desempenham importante papel nas características físicas e químicas dos produtos, pois proporcionam formações diversas em termos de microestrutura, conforme as concentrações encontradas. A qualidade de um produto fundido começa no controle na preparação de sua liga (DJURDJEVIĆ; ODANOVIĆ; PAVLOVIĆ-KRSTIĆ, 2010). De acordo com Zolotorevsky, Belov e Glazoff (2007), os elementos que apresentam solubilidades acima de 1% com o alumínio são magnésio, cobre, zinco, silício, lítio, manganês, germânio e a prata. Nenhum desses, entretanto, pode formar soluções sólidas contínuas. Dentre os elementos citados, os principais são magnésio, cobre, zinco e silício. O magnésio e o cobre apresentam os máximos valores de solubilidade no

alumínio em função da relação favorável entre seus raios atômicos, alcançando até 11,7% e 10,5%, respectivamente. Ferro, manganês, níquel, cromo e titânio são considerados pouco solúveis no alumínio, podendo formar determinadas fases ou composto intermediários (COUTINHO, 1980).

O silício leva à formação do constituinte eutético, garantindo boas características tecnológicas, bem como ganhos de resistência à tração. De acordo com Manjunath e colaboradores (2014), o silício é amplamente utilizado como elemento de liga no alumínio fundido por conferir diversas propriedades como: fluidez, molhabilidade, boa fundibilidade, resistência à corrosão, baixo coeficiente de expansão térmica, resistência ao desgaste e ainda boas propriedades mecânicas.

O ferro é uma das mais importantes impurezas nas ligas de alumínio, aparecendo geralmente em torno de 0,15%. Compostos com ferro em sua composição com morfologia e formato de agulha podem ser desenvolvidos nas ligas, podendo precipitar ao redor dos contornos de célula eutética, sendo este efeito considerado prejudicial para propriedade da liga. Por outro lado, a morfologia dos precipitados que apresentam ferro pode ser controlada, em certa medida, por meio de adições de manganês. Uma das características negativas da presença de ferro nas ligas de alumínio é que esse pode favorecer a formação de micro trincas (MOLINARI,1997).

O cobre aumenta a resistência mecânica, considerando tanto a condição bruta de fusão como após a realização de tratamentos térmicos. Teores de cobre entre 4 a 6% favorecem beneficamente as propriedades da liga de alumínio processo de tratamento térmico dependendo, entretanto, da presença de outros elementos (DAVIS,2007).

O magnésio pode proporcionar, em solução sólida, ganhos de resistência à tração da ordem 30 a 40 MPa (ZOLOTOREVSKY; BELOV; GLAZOFF, 2007). Os efeitos do zinco são significativos apenas quando esse é adicionado em conjunto com magnésio e cobre.

As ligas de alumínio A319 estão dentre as mais empregadas do sistema Al-Si-Cu, por possuírem ampla aplicação nas indústrias automobilística, aeroespacial e militar (ELSEBAIE et al., 2011). Essas ligas têm como características boa fluidez, elevada relação resistência mecânica / densidade, alta resistência à corrosão e excelente condutividade térmica. Em geral, destacam-se como componentes produzidos com a liga de alumínio A319 motores e cabeçotes automotivos. De

acordo com Han e colaboradores (2014), as propriedades da liga A319 são controladas principalmente pela sua estrutura, que depende fortemente, dentre outros fatores, das características do silício que a fase intermetálica ou eutético.

3.2 Microestrutura das Ligas de Alumínio Fundidas

Considerando o fenômeno de solidificação das ligas de alumínio, as características microestruturais dos produtos fundidos são determinadas tanto pela composição química do material como pelas variáveis de processo. A compreensão dessas características, como o tamanho do grão, a formação dendrítica, a modificação eutética e o desenvolvimento de precipitados, faz-se importante para o estudo dos parâmetros da operação, para a análise da eventual formação de defeitos no produto e para a obtenção do desempenho final requerido do componente.

3.2.1 Tamanho do grão

Em geral, o desenvolvimento de grãos pequenos durante a solidificação do material fundido é considerado uma vantagem (CAMPBELL, 2003), especialmente em termos de propriedades mecânicas (SHABANI; EMAMY; NEMATI, 2011). Para um determinado volume de material, quando os grãos ali contidos são de dimensões reduzidas, a somatória das áreas de contorno de grãos é relativamente elevada e isso remete a uma menor concentração de impurezas nesses contornos, devido a uma mais homogênea distribuição dessas.

As consequências práticas para estruturas de grãos refinados são usualmente:

- aumento da resistência do material a trincas a quente durante o processo de solidificação;
- maior resistência à formação de trincas devidas ao processo de soldagem ou durante processo de remoção de sistema de alimentação por facas de corte (para fundidos em aço);
- redução da dispersão das ondas de ultrassom e raio X, permitindo melhores inspeções não destrutivas;
- aumento da resistência dos contornos de grão à corrosão;
- elevação do limite de escoamento do material;

- aumento na tenacidade da liga;
- maior resistência à fadiga (incluindo fadiga a quente);
- redução de porosidades e dimensão dos poros;
- melhores características tecnológicas do material.

Estruturas refinadas podem ser obtidas por meio de diferentes técnicas, como taxas de resfriamento mais elevadas, nucleação heterogênea, adição de solutos e agitação da solução (SHABANI; EMAMY; NEMATI, 2011). Dentre os procedimentos mencionados, a adição de solutos e a nucleação heterogênea, normalmente combinados, são aqueles mais empregados industrialmente, dado à sua simplicidade e eficiência.

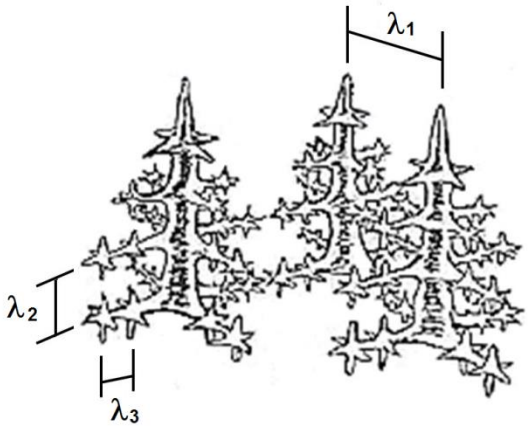
3.2.2 Espaçamento dos braços dendríticos

Processos industriais de fundição de alumínio em moldes metálicos produzem materiais onde o constituinte pro-eutético, ou seja, aquele formado antes da temperatura eutética, solidifica-se assumindo estruturas dendríticas. As estruturas dendríticas são geradas a partir de instabilidades à frente da interface sólido-líquido, em um fenômeno chamado super-resfriamento constitucional. Essa condição de instabilidade da frente sólido-líquido ocorre em função da estrutura cristalina do metal solvente, dos elementos solutos e suas concentrações, da velocidade da interface de solidificação e do gradiente térmico no qual ocorre a solidificação (GLICKSMAN, 2011).

De acordo com Garcia (2007), se o gradiente da temperatura no líquido é reduzido e a velocidade da frente de solidificação aumentada, a região super-resfriada será estendida e a célula começará a mudar suas características. A direção cristalográfica preferencial passa a exercer um efeito mandatório e o crescimento passa a ser desviado para essa direção. Simultaneamente, a seção da estrutura transversal da célula, também devido aos efeitos da natureza cristalográfica, começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração tipo cruz de malta. À medida que a velocidade de crescimento é elevada ainda mais, surgem perturbações laterais que são denominadas de ramificações ou braços secundários e acabam por definir claramente o tipo de estrutura conhecida como dendrítica (palavra de origem grega que significa árvore). Na Figura 3.1 é mostrada uma representação de estrutura dendrítica (GARCIA,

2007). Um modo conveniente e muito utilizado na determinação dos efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada consiste na medida de espaçamentos celulares ou dendríticos, ou seja, a distância entre células (λ_c) ou braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2), ou de maior ordem (λ_3).

Figura 3.1 - Estruturas dendríticas com indicações das formas de dimensionamento.



(λ_1) braços primários, (λ_2) secundários e (λ_3) terciários.

Fonte: Garcia, 2007.

A avaliação e controle da estrutura dendrítica nas ligas de alumínio é considerada fundamental, uma vez que as suas propriedades mecânicas serão controladas, dentre outros fatores, pelo espaçamento dos braços dendríticos. Zhang; Garro e Tagliano (2003) mencionaram que, especialmente para ligas de alumínio fundidas, valores reduzidos de espaçamento dos braços dendríticos levam a maiores resistência à fadiga e resistência mecânica à tração. Similarmente, Li e colaboradores (2003), mencionam a importância tanto desse parâmetro como da morfologia das partículas de silício formadas em uma liga de alumínio A319, descrevendo sua influência no comportamento do material em relação à fratura, fadiga e sob condições de carregamento dinâmico.

Podendo considerar as possíveis variáveis que podem ser significativas para as características da estrutura dendrítica, Shabani; Emamy; Nemati (2011) ressaltam a importância da taxa de resfriamento que, além de afetar o tamanho de grão do material, a morfologia do silício na fase eutética, a porosidade e as fases intermetálicas, influência no espaçamento dos braços dendríticos. Nesse caso, a

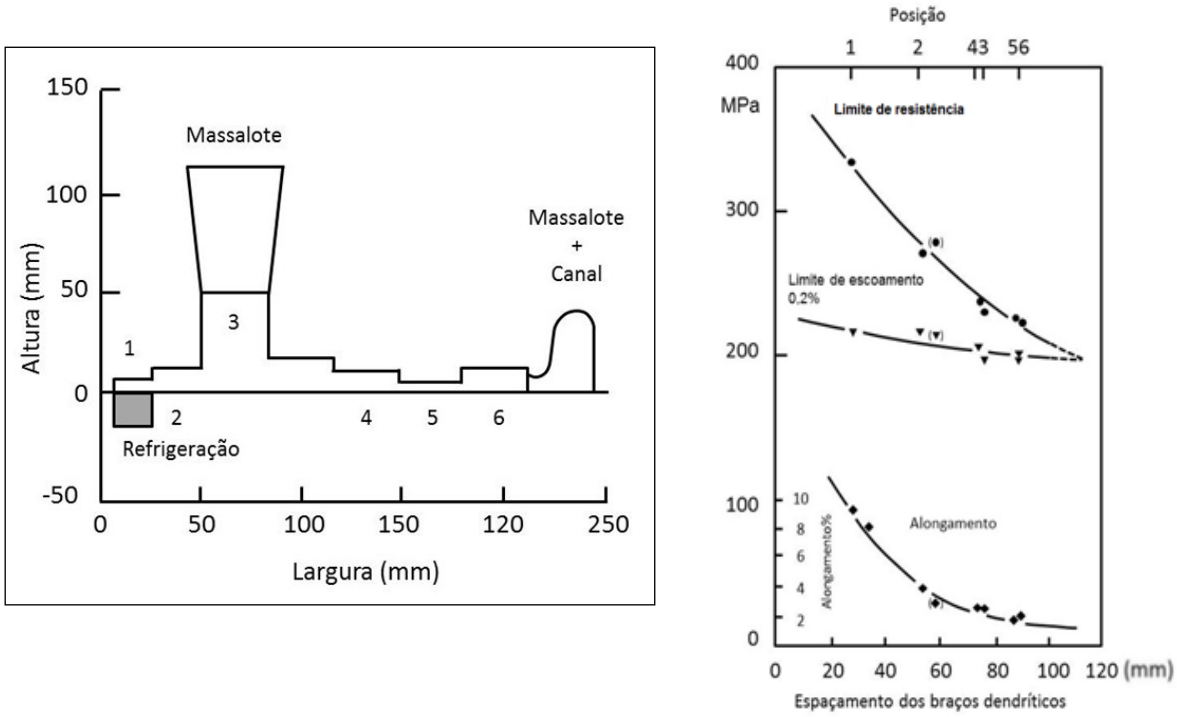
elevação dos valores dessa variável leva ao desenvolvimento de uma estrutura mais refinada, a qual é associada a melhores propriedades mecânicas.

Segundo Campbell (2003), geralmente quando vem mencionado o espaçamento entre os braços dendríticos, esse se refere ao espaçamento dendrítico secundário (*secondary dendrite arm space* - sDAS). No entanto, se os braços terciários estiverem presentes em um espaçamento menor, então o espaçamento seria referido a estes. Alternativamente, caso os braços secundários não estivessem presentes, o que ocorre raramente, o espaçamento referido seria o primário. Quanto menores as dimensões do sDAS, melhores são as propriedades mecânicas da liga fundida.

Como mencionado anteriormente, as variações das dimensões do sDAS estão relacionadas às velocidades de solidificação (CAMPBELL, 2003). Um resultado típico é exibido na Figura 3.2, onde no quadro (a) está esquematizado um molde de fundição, com regiões enumeradas de 1 a 6, indicando posições de diferentes volumes. Essas posições são correlacionados do quadro (b) aos resultados de propriedades mecânicas. As geometrias com maiores volumes propiciam períodos de tempo de solidificação mais longos e vice-versa. Observa-se que nas regiões onde as solidifcações ocorreram com maior taxa de arrefecimento, os limites de resistência e de escoamento são mais elevados, assim como o alongamento %. À medida que a velocidade de resfriamento é reduzida (e o espaçamento dendrítico secundário cresce), os valores dessas propriedades mecânicas diminuem.

As variações de morfologia das dendritas apresentam consequências adicionais, que também impactam nas propriedades mecânicas da liga. Em geral, quanto menores são os valores do sDAS, mais reduzidas em termos de dimensões serão as descontinuidades que ocorrem durante a solidificação eutética, tais como: segregação, microporosidades e bolhas, as quais são prejudiciais à rigidez e à resistência mecânica de um material (Zhang; Garro e Tagliano (2003). O crescimento dendrítico é afetado, além da composição química, pelas taxas de transferência de calor entre metal e molde durante o processo de solidificação. No caso das variações das taxas de transferência de calor, há um refino considerável quando se reduz a temperatura do molde, porém a diminuição da temperatura de superaquecimento da liga resulta em um refinamento dendrítico bem mais marcante. Como consequência, temperaturas de vazamento mais altas resultariam em maior sDAS e, consequentemente, resistências à tração mais baixas.

Figura 3.2 - Correlação entre sDAS e as propriedades mecânicas.



(a) (b)

(a) Esquema de molde de fundição e (b) diagrama com resultados de propriedades mecânicas.

Fonte: Campbell, 2003 (adaptado).

3.2.3 Estrutura eutética

Uma liga eutética é assim chamada por apresentar a característica de ter sua temperatura de fusão reduzida à medida que a concentração do elemento soluto aumenta. O ponto de fusão da liga é mais baixo que os pontos de fusão de cada elemento individualmente. A palavra eutético deriva do grego e significa “de fusão mais fácil” (GARCIA, 2007).

As microestruturas eutéticas podem apresentar grandes variedades morfológicas e podem ser reunidas por meio da seleção de determinadas características. Glicksman (2011) divide as estruturas eutéticas em duas categorias, conforme descrição a seguir.

- Tipo I, eutético regular: as duas fases (α e β) se solidificam simultaneamente em modo cooperativo, onde cada fase participa no desenvolvimento da difusão nos

campos locais ao longo de interfaces sólido-líquido comuns. As microestruturas são tipicamente lamelares ou em barras. Essas fases podem alterar-se entre placas largas e lamelas e, quando uma fase cristalina é predominante na fração de volume em relação à segunda, a fase menor pode assumir a forma de agulhas.

- Tipo II, eutético irregular: nesse caso as duas fases (α e β) se solidificam de modo menos coordenado. As microestruturas de eutéticos irregulares variam muito em função das propriedades cristalográficas das duas fases, bem como das diferenças entre as velocidades interfaciais.

Segundo Garcia (2007), conforme indicado na Tabela 3.1, pode-se classificar os tipos de microestruturas eutéticas de acordo com as características de solidificação que ocorrem na interface sólido/líquido, segundo os elementos envolvidos nesse processo. Essas interfaces podem assumir um crescimento facetado ou difuso.

Tabela 3.1 - Relações entre microestruturas eutéticas e as morfologias de crescimento.

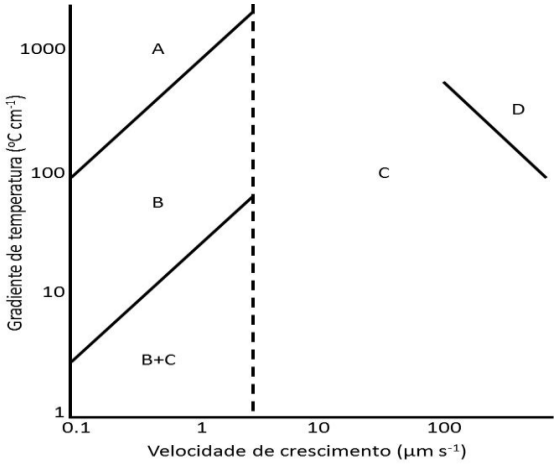
Tipo	*Microestrutura*	*Morfologia de crescimento das fases do eutético*	*Exemplos*
I	Regular	Difusa/ Difusa	Sn-Pb, Al-Zn, Al-Cu, Al-Ag
	Regular complexa	Difusa/ Facetada	Al-Si, Sn-Bi, Pb-Bi, Al-Ge
II	Irregular	Difusa/ Facetada	Al-Si, Fe-C
		Facetada/ Facetada	Compostos orgânicos

Fonte: GARCIA (2007).

Trabalhos desenvolvidos sobre o fenômeno de solidificação direcional trouxeram um melhor entendimento das várias estruturas formadas em ligas eutéticas (ELLIOT, 1983). No caso da composição binária do alumínio e silício, a concentração para a formação da estrutura eutética é de 12,7% de silício. As morfologias das microestruturas eutéticas formadas durante a solidificação das ligas alumínio-silício apresentam formas variadas, sendo essas diretamente correlacionadas às condições térmicas durante seu crescimento, que compreendem velocidades de crescimento e gradientes térmicos. Na Figura 3.3 são indicadas as zonas de ocorrência da morfologia eutética para essa liga Al-Si, onde essas se tornam diferenciadas em função das velocidades de crescimento e dos gradientes de temperatura, que ocorrem na interface entre o líquido e o sólido durante processo de solidificação direcional. Ocorrem partículas maciças em A, com campos de

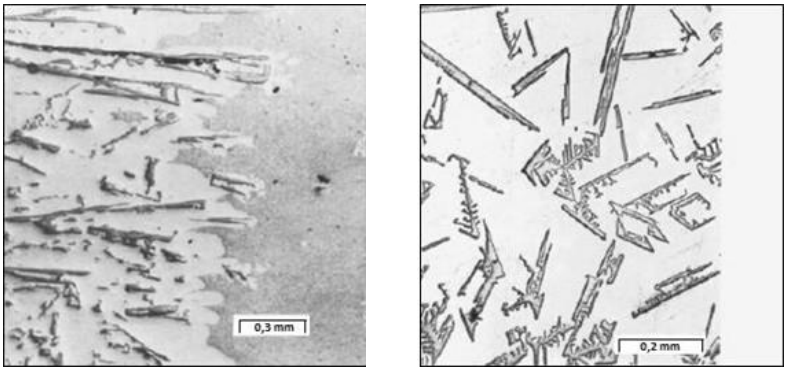
difusão longos e facetados na interface do alumínio, sendo crescimento dissociado, enquanto na região B, as partículas de silício são em barras ou angulares, com campos de difusão curtos, apresentando crescimento associado. Na região C, as partículas de silício se formam em plaquetas, apresentando campos de difusão curtos e parcialmente associado. Por fim, a região D apresenta partículas de silício fibrosas, com campos de difusão e crescimento associado. Nas Figuras 3.4 a 3.9 são mostradas imagens das morfologias adquiridas pela liga eutética alumínio silício em função do gradiente de temperatura e da velocidade de crescimento, ou seja, de acordo com as regiões A-D descritas anteriormente na Figura 3.3.

Figura 3.3 - Variações das microestruturas da liga eutética Al-Si em solidificação direcional.



Fonte: Elliott, 1983 (adaptado)

Figura 3.4 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A.

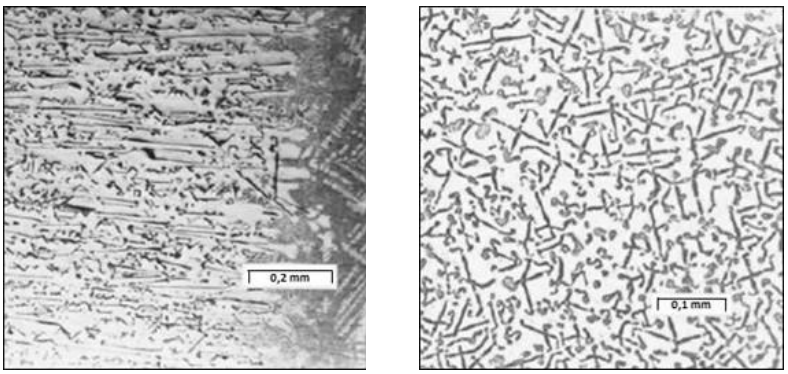


(a) (b)

(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, 1983.

Figura 3.5 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B.

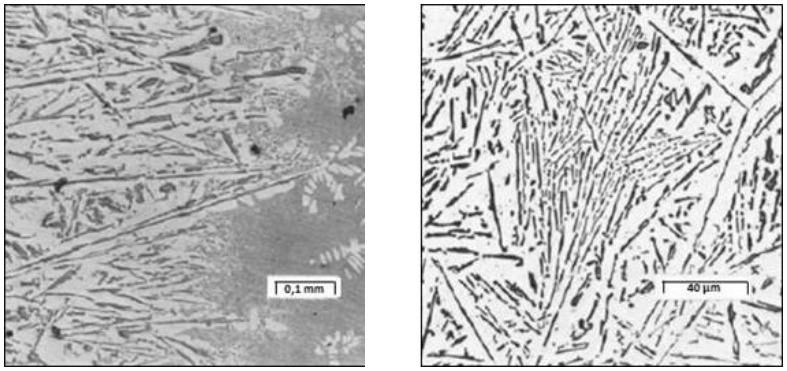


(a) (b)

(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, 1983.

Figura 3.6 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A+B.

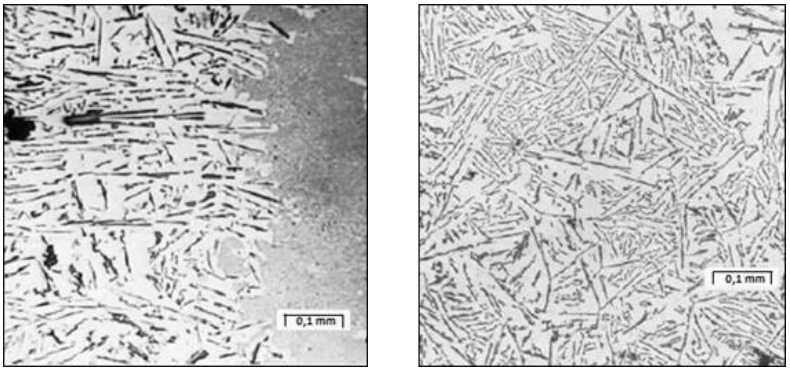


(a) (b)

(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, 1983.

Figura 3.7 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C.



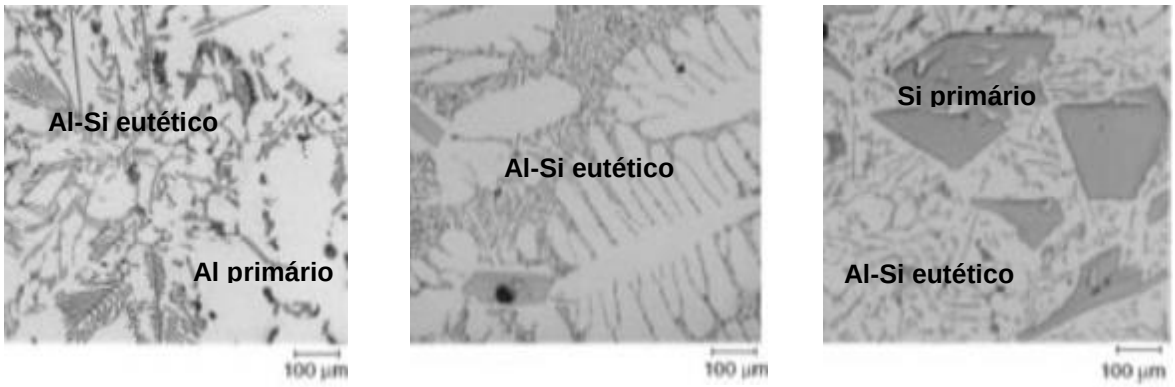
(a) (b)

(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, 1983.

Ainda considerando o sistema alumínio-silício, sabe-se que o produto a ser formado será composto do eutético apenas, para o caso de ligas eutéticas, ou seja, com 12,6% de silício, eutético e alumínio primário, para o caso de ligas hipoeutéticas, e eutético e silício primário, para o caso de ligas hipereutéticas (MAKHLOUF, 2014). Na Figura 3.8 podem ser observadas, como exemplos, imagens de microestruturas de ligas alumínio-silício eutético, hipoeutético e hipereutético (METALS HANDBOOK, 2004).

Figura 3.8 - Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C.



(a) (b) (c)

(a) Liga Al-Si hipoeutética; (b) Liga Al-Si eutética; (c) Liga Al-Si hipereutética.

Fonte: METALS HANDBOOK, 2004 (adaptado).

3.2.4 Precipitados nas ligas de alumínio Al-Si

Além das reações invariantes comuns às ligas de alumínio, levando à formação do constituinte eutético, pode ser observado ainda o desenvolvimento de precipitados. Tenekedjiev e colaboradores (1992) citam os precipitados mais importantes e comumente encontrados em ligas de alumínio, conforme a descrição a seguir.

Al_2Cu - essa fase ocorre normalmente em bolsas de eutético como fibras finas combinadas à solução sólida/matriz de alumínio ou como blocos, podendo conter magnésio dissolvido.

Al_5FeSi (β-AlFeSi) – é encontrado na forma acicular e mais abundantemente com o aumento da concentração de ferro. É particularmente prejudicial às propriedades mecânicas da liga.

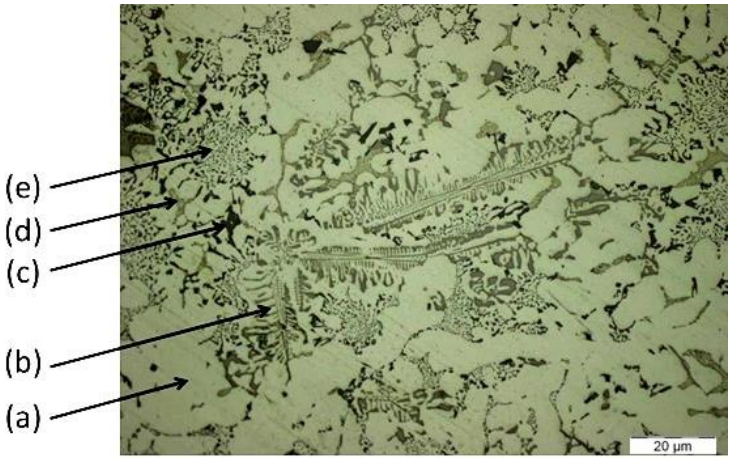
Al_8Fe_2Si ou $Al_{12}Fe_3Si_2$ (α-AlFeSi) - ocorre na forma de escrita chinesa. Esta morfologia é a preferida em termos de precipitados intermetalicos de ferro, pois é menos prejudicial às propriedades mecânicas que os precipitados de forma aciculares, a fase β-AlFeSi.

Mg_2Si (Silicato de magnésio) – é encontrado em ligas com alta concentração de magnésio. Em peças não tratadas termicamente se apresenta com morfologia em escrita chinesa. Quando essa fase é solubilizada por meio de tratamento térmico e ocorre novamente a precipitação, o silicato de magnésio se apresentará na forma acicular muito refinada e frequentemente não pode ser visualizada usando métodos clássicos de metalografia.

$Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ – Ocorre como material intermetálico que é normalmente atada à fase $CuAl_2$.

Na Figura 3.9 é exibida uma micrografia de uma liga de alumínio contendo silício, cobre e magnésio como exemplo de alguns dos precipitados. Trata-se de uma amostra retirada de um cabeçote de motor em produção corrente, preparada e caracterizada pelo Laboratório Metalúrgico da Nemak do Brasil (2015). Podem ser observados importantes precipitados encontrados nesses produtos, resultantes do processo de solidificação, onde se verifica a presença de constituintes relativos ao ferro, magnésio e cobre, além do próprio alumínio.

Figura 3.9 - Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com indicações de seus constituintes.

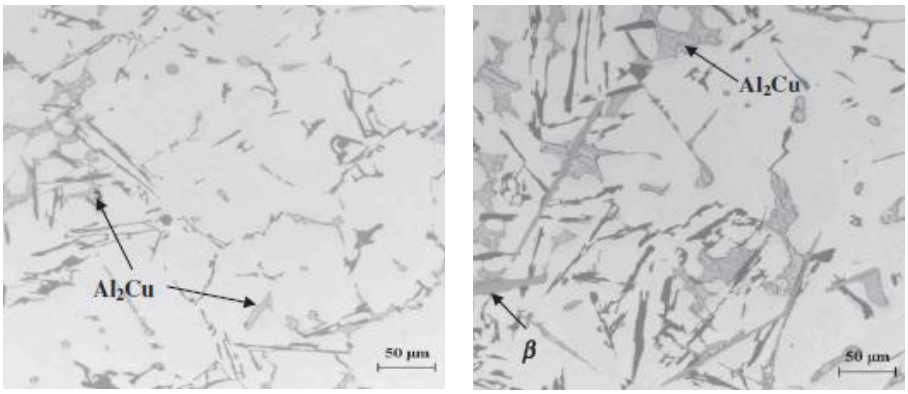


(a) Pro-eutético de alumínio α; (b) Precipitado de Fe, escrita chinesa - α-AlFeSi; (c) Precipitado de Mg - Mg_2Si; (d) precipitado de Cu - Al_2Cu; (e) eutético Al-Si.

Fonte: Nemak do Brasil, 2015.

Na Figura 3.10 podem ser observadas micrografias, como exemplos, da liga de alumínio A319 no estado como fundida com diferentes teores de ferro e magnésio (ELSEBAIE et al., 2011). Nota-se a presença e morfologia dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi (β-AlFeSi).

Figura 3.10 – Ocorrência de precipitados na liga de alumínio A319 como fundida de acordo com a composição química.



(a) (b)

(a) Liga com 0,2% Fe; (b) Liga com 1,0% Fe e 0,3% Mg;

Fonte: ELSEBAIE et al., 2011 (adaptado).

3.2.5 Inclusões

Inclusões podem ser definidas como fases não metálicas e, eventualmente, intermetálicas, envolvidas por uma matriz metálica. Em geral, as inclusões têm efeitos negativos nas propriedades mecânicas dos materiais, podendo atuar como concentradores de tensão. Nesse contexto, podem ser observadas inclusões endógenas ou exógenas (GARCIA, 2007).

Considerando as inclusões endógenas, associadas ao tratamento que o metal líquido é submetido antes do vazamento e de pequenas dimensões, durante a solidificação de ligas comerciais, na maioria dos casos, a primeira fase formada não é a que corresponde ao maior volume da peça, mas sim a compostos que decorrem da adição de um elemento para o refino de grão ou de produtos adicionados ao metal líquido e que reagem com o meio ambiente, provocando a formação de sulfetos, nitretos e óxidos. Essas inclusões são denominadas inclusões primárias. As inclusões que surgem durante ou após a solidificação da fase principal são

chamadas de inclusões secundárias. Essas são desenvolvidas com a rejeição de impurezas para as regiões interdendríticas.

As inclusões exógenas, por outro lado, são provocadas por causas externas, associadas à contaminação por escoria, material do molde e produtos de reações com materiais ou recobrimento de moldes. Em geral, esses compostos apresentam maiores dimensões, podendo ser observados sem ampliação na superfície das peças ou flutuarem em direção à superfície.

3.3. Tratamentos Térmicos nas Ligas de Alumínio

Para as ligas de alumínio, assim como para a maioria dos materiais metálicos os tratamentos térmicos possibilitam a obtenção de uma boa combinação de resistência mecânica e ductilidade (ELGALLAD et al., 2014). Nesse sentido, a otimização de seus parâmetros aparece como uma importante prática industrial para a melhoria do desempenho dos componentes (HAN, et al., 2014).

De acordo com a ABAL (2011), as ligas de alumínio são divididas em dois grupos: as ligas tratáveis termicamente e as ligas não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e, posteriormente, sofrer processamento térmico para o aumento da resistência mecânica, conforme a classificação apresentada na Tabela 3.2 (TOTTEN; MACKENZIE, 2003; COUTINHO, 1980). A classificação dos tratamentos térmicos aplicáveis a estas ligas se dá em dez estados, conforme a Tabela 3.3 (KAUFMAN, 2000).

Tabela 3.2 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio.

Classificação	Estado
F	Bruto de vazamento
O	Recozido: aplica-se a produtos laminados que foram submetidos a recristalização.
H	Encruado: produtos endurecidos por conformação plástica
W	Solubilização: aplicado a ligas para posterior envelhecimento.
T	Tratado termicamente: Tratado para obter melhores propriedades mecânicas.

Fonte: TOTTEN; MACKENZIE, 2003.

Tabela 3.3 - Subdivisões dos tratamentos térmicos T para ligas de alumínio

Classificação	Tratamento Térmico
T1	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação e envelhecido naturalmente
T2	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido naturalmente.
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente.
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente.
T5	Arrefecido buscamente desde a temperatura de conformação e envelhecido artificialmente
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente
T7	Solubilizado e sobre envelhecido
T8	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente encruado.
T10	Arrefecido bruscamente desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente

Fonte: KAUFMAN, 2000.

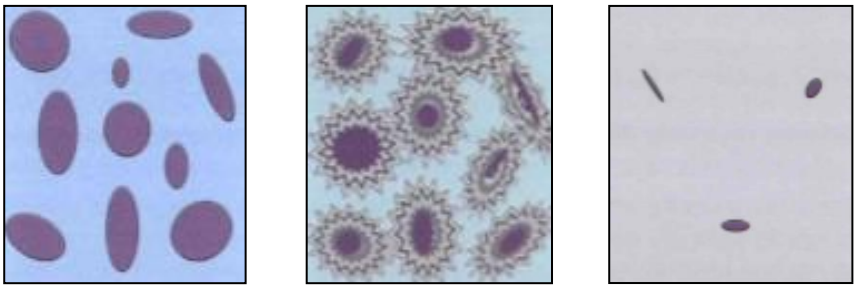
Segundo ASM Handbook (1992), os tratamentos térmicos em ligas de alumínio são realizados, dentre outras funções, para aumentar a resistência desses materiais, sendo operações que, em geral, quando realizadas com um ciclo completo, envolvem três etapas: 1) solubilização, onde há a dissolução das fases solúveis; 2) resfriamento brusco (ou têmpera), onde é observada a ocorrência de supersaturação de fase e 3) envelhecimento, onde há a formação de precipitados, podendo se dar tanto à temperatura ambiente como a elevadas temperaturas como, por exemplo, à 200°C. Na Tabela 3.3 apresentada anteriormente, há tratamentos que envolvem as três etapas ou apenas uma ou duas, de acordo com a procedência e temperatura do produto após sua fabricação.

3.3.1 Solubilização

A solubilização é uma operação cujo objetivo é dissolver totalmente as fases microscópicas, simples ou intermediárias, presentes na matriz de uma liga, empregando o aquecimento do material até o campo do diagrama de fases monofásico (COUTINHO, 1980). A solubilização pode ser classificada como um estágio preparatório (ou considerada uma etapa do processo como um todo) para o próximo tratamento, que envolve o endurecimento da liga por precipitação submicroscópica. No contexto geral, todas as ligas cujos sistemas demonstram soluções sólidas com razoável diferença nos limites de solubilidade entre a temperatura ambiente e uma temperatura mais elevada, sejam eutéticas, peritéticas ou mesmo eutetóides, podem sofrer o tratamento mencionado.

A solubilização envolve, portanto, o aquecimento da liga metálica, que originalmente apresenta mais de uma fase ou precipitados, até uma temperatura na qual apenas uma fase está presente, ou seja, até que todos os átomos dos elementos de liga entrem em solução sólida. Posterior à solubilização, é realizado o resfriamento do material, em geral brusco, envolvendo como meio usualmente água, que pode estar à temperatura ambiente, a temperaturas mais elevadas ou, até mesmo, a presença de gelo seco. Neste momento, o material é caracterizado como uma solução sólida instável, supersaturada. Na Figura 3.11 é mostrada uma representação esquemática da microestrutura de uma liga durante o processo descrito (ABAL, 2007).

Figura 3.11 - Representação da microestrutura na solubilização / resfriamento brusco.



(a) (b) (c)

(a) material com precipitados, (b) dissolução dos precipitados na etapa de solubilização e (c) após o resfriamento brusco: solução sólida instável.

Fonte: ABAL, 2007 (adaptado).

De acordo com Li e colaboradores (2004) e Yang e colaboradores (2015), o tempo de permanência e a temperatura de solubilização são variáveis que podem afetar a microestrutura final da liga e, portanto, as propriedades do produto. A taxa na qual fenômenos como a dissolução das demais fases, a homogeneização dos elementos de liga na solução e ainda a eventual, se for o caso, esferoidização de partículas eutéticas, irá aumentar com a temperatura do tratamento de solubilização (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010). Nessa situação, são observados efeitos da elevação da temperatura de solubilização no desempenho em termos de resistência mecânica do material após a etapa seguinte, o tratamento de envelhecimento, que aumenta, como menciona Sjölander e Seifeddine (2010) para ligas Al-Si-Cu-Mg.

Como exemplo do processo de solubilização e resfriamento brusco, pode ser mencionada a liga 142 T5 71, empregada na fabricação de pistões automotivos, cuja composição aproximada é 4%Cu, 2%Ni e 1,5%Mg (COUTINHO, 1980). Quando fundida em areia, essa liga deve ser solubilizada por 12 horas a 525 °C. Por outro lado, quando fundida em coquilha ou sob pressão, a solubilização requer apenas 8 horas. para ambas situações. O resfriamento é realizado em água, a uma temperatura entre 65ºC e 100ºC, favorecendo a diminuição ou mesmo a retirada total das tensões internas, com alteração mínima nas propriedades mecânicas.

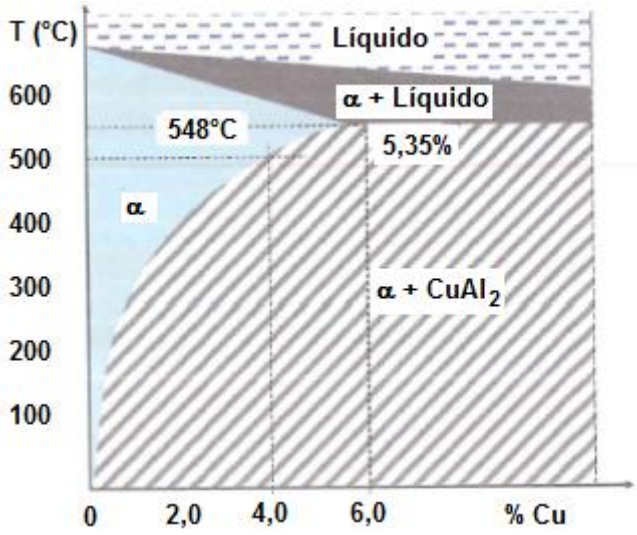
Na Figura 3.12 é mostrado um diagrama de fases binário (parcial) Al-Cu, no qual podem ser observadas as fases desenvolvidas (no equilíbrio) na liga de acordo com a composição química e a temperatura (ABAL, 2007). Do lado esquerdo do diagrama aparece a fase α, caracterizada como uma solução sólida Al-Cu, a direita da qual está uma linha que representa o limite de solubilidade. O limite de solubilidade indica a quantidade máxima do segundo elemento químico, no caso o cobre, que pode ser adicionada ao material a uma dada temperatura sem que ocorra a formação de uma segunda fase. Dessa forma, ao empregar um teor de cobre superior, além de α aparecerá a fase ou precipitado $CuAl_2$. Uma das características mais importantes do grupo das ligas passíveis da operação de solubilização (como uma etapa do tratamento térmico de endurecimento por precipitação) é que o limite de solubilidade sólida do elemento de liga é quase nulo à temperatura ambiente e aumenta com a temperatura. No caso do exemplo da Figura 3.12, ou seja nas ligas de Al-Cu, pode-se obter uma quantidade máxima de 5,35% de cobre em solução sólida, à temperatura de 548 ºC. Considerando uma liga alumínio cobre com teor de cobre inferior a 5,35%, a partir de uma temperatura próxima a 500ºC, esse elemento

entrará em solução sólida e, com o resfriamento lento, terá tempo suficiente para que se de a precipitação de $CuAl_2$.

Ainda considerando o tratamento de solubilização, tendo como exemplo a liga binária Al-Cu, o aquecimento é realizado de tal forma que sejam dadas condições para a dissolução dos precipitados Cu Al_2 e homogeneização dos elementos de liga na solução. Em seguida, o resfriamento é conduzido bruscamente. O objetivo desse resfriamento brusco, também denominado têmpera, é evitar a precipitação com o decréscimo de temperatura (SJOLANDER; SEIFEDDINE, 2010). Como a solubilidade do cobre no alumínio é muito baixa à temperatura ambiente, essa configuração está fora das situações de equilíbrio, ou seja, é instável.

A tendência do sistema, após o arrefecimento, caso sejam dadas condições termodinâmicas e cinéticas, é voltar ao estado de equilíbrio, com a difusão dos átomos de cobre e subsequente precipitação. No entanto, apesar da liga estar caracterizada como supersaturada, há um intervalo de tempo no qual essa condição será mantida. Esse período pode demorar algumas horas ou dias, sendo elevado com o emprego de baixas temperaturas.

Figura 3.12 - Diagrama de equilíbrio do Al-Cu.



Fonte: ABAL, 2007 (adaptado).

Considerando os tratamentos térmicos para as ligas de alumínio designados pela letra T, apresentados anteriormente na Tabela 3.3, os tratamentos T3, T4, T7, T8 e T9 envolvem a operação de solubilização propriamente dita, ou seja, com aquecimento a partir de uma dada temperatura até a temperatura adequada para

que os elementos de liga entrem em solução sólida seguido de resfriamento brusco. Por outro lado, os tratamentos T1, T2, T5 e T10, apesar de não envolverem o aquecimento, a princípio, aproveitam a etapa na qual o material está a elevadas temperaturas, em solução sólida, etapa essa durante o resfriamento desde a temperatura de conformação (no caso do presente trabalho, temperatura de fundição).

3.3.2 Precipitação ou Envelhecimento

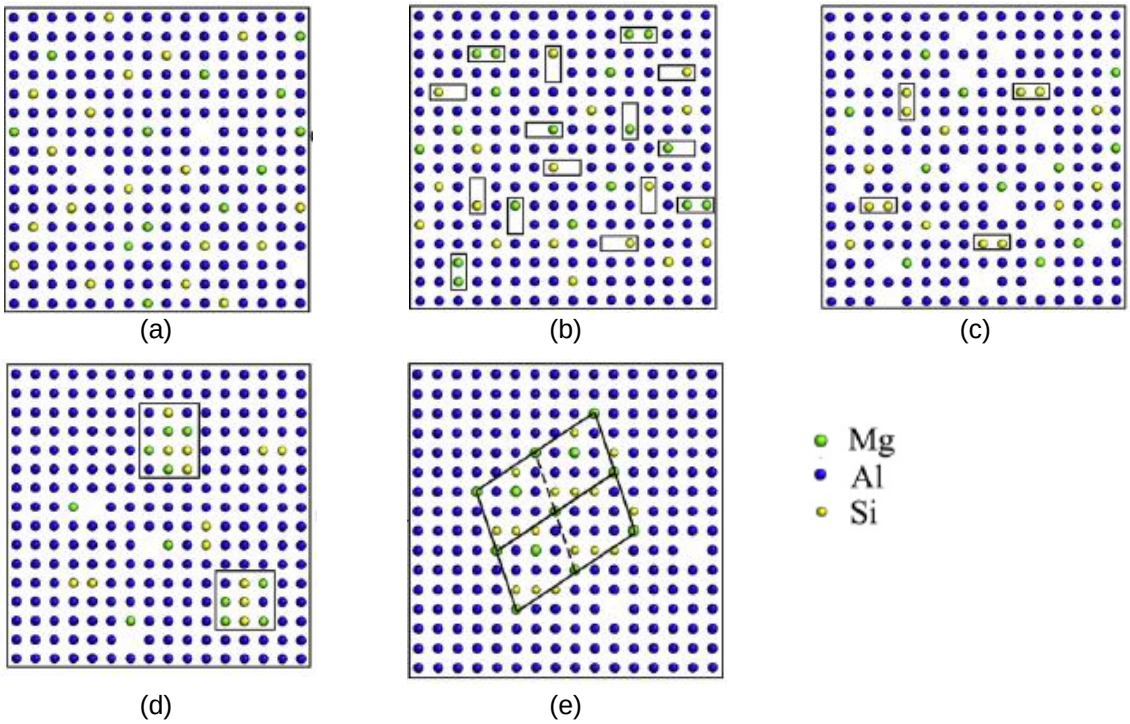
A precipitação é a operação seguinte ao resfriamento brusco da liga solubilizada, cujo procedimento envolve, em geral, em uma grande parcela dos tratamentos de endurecimento por precipitação, o reaquecimento do material a uma temperatura inferior à de solubilização por um determinado tempo, a realização do chamado envelhecimento artificial. Para algumas situações, por outro lado, a precipitação ocorre sem o aquecimento subsequente à etapa de solubilização e resfriamento brusco, se dando à temperatura ambiente, caracterizando o chamado envelhecimento natural.

As duas variáveis mencionadas, temperatura e tempo, irão depender da composição química da liga e das características do precipitado que se deseja formar para conferir as propriedades requeridas. Segundo Mohamed e Samuel (2012), o fenômeno de precipitação foi originalmente descoberto para uma liga de alumínio com magnésio, cobre e outros elementos previamente solubilizada e resfriada bruscamente e, em seguida, com temperatura elevada após a manutenção por um certo período de tempo em um ambiente climatizado. Após anos de pesquisa foram realizados trabalhos para entender a cinética de envelhecimento, considerando esse realizado de forma artificial ou de forma natural (tratamentos T4 e T6 apresentados na Tabela 3.3) e estudar os efeitos dos picos de envelhecimento sobre a dureza, o limite de resistência, o comportamento relacionado à formação e propagação de fissuras e a resistência à fadiga. Para alcançar a combinação de elevada resistência mecânica e boa ductilidade, a utilização do tratamento térmico apropriado, ou seja, com os parâmetros adequados, é de importância fundamental, considerando o fato de que se faz necessário dissolver a maior quantidade possível de fases na etapa de solubilização e desenvolver precipitados de elevada resistência na etapa de precipitação (ELGALLAD et al., 2014).

No início da precipitação ou em temperatura perto da ambiente, a mobilidade dos átomos dos elementos da liga é baixa, não podendo deslocar-se mais do que algumas distâncias interatômicas dentro da estrutura. Neste caso, os átomos de soluto tendem a unir-se, formando as chamadas zonas de Guinier-Preston (GP). Essas zonas são regiões do reticulado do material em que a concentração do elemento de liga é maior do que na média do material, mas não existe uma proporção definida entre os elementos. As zonas GP são extremamente finas, com dimensões da ordem de 100Å, e numerosas (10^{18} clusters/cm³) (ABAL, 2007). Durante o tratamento, mais de um tipo de zona GP pode ser formada, como no caso das ligas de Al-Cu.

Na Figura 3.13 é mostrada uma representação esquemática da formação de zonas de Guinier-Preston (GP) nos primeiros estágios do fenômeno de precipitação em uma liga de alumínio Al-Mg-Si-Cu a partir do estado solubilizado e resfriado bruscamente (Yang et al., 2014). Antes da formação das zonas de Guinier-Preston há ocorrência de formação e dissolução de aglomerados ou *clusters*.

Figura 3.13 - Representação esquemática da formação de zonas de GP nos primeiros estágios do fenômeno de precipitação em uma liga de alumínio Al-Mg-Si-Cu.

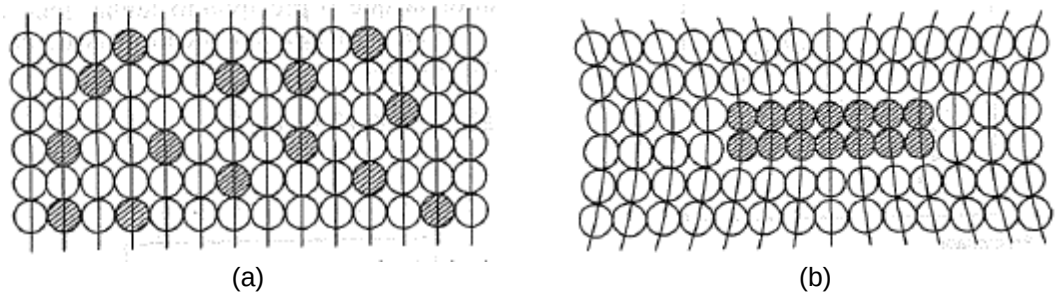


(a) Material em solução sólida supersaturada, (b), (c) e (d) formação e/ou dissolução de aglomerados ou *clusters*, (e) zonas de Guinier-Preston.

Fonte: YANG et al., 2014 (adaptado).

Com o aquecimento, a mobilidade atômica aumenta e é observada a dissolução das zonas GP, dando lugar a um agrupamento com maior número de átomos e composição química definida, essa distinta da composição de equilíbrio (MOHAMED; SAMUEL, 2012; ABAL, 2007). Esse precipitado permanece mantendo o mesmo arranjo cristalino do alumínio e, por isso, é chamado coerente com a matriz, conforme a representação da Figura 3.14 (REED-HILL, 1982). Em algumas ligas (Al-Mg-Si, por exemplo), a coerência permanece apenas em algumas direções e planos atômicos e, nesse caso, o precipitado é denominado semicoerente. Associada à distorção no reticulado cristalino resultante da diferença de tamanho entre os átomos de alumínio e dos elementos de liga, a precipitação coerente ou semicoerente produz tensões internas elevadas. As condições de envelhecimento, geralmente, são definidas para se obter esses dois tipos de estruturas, que são mais finas e homogêneas, facilitando o endurecimento máximo da liga após essa etapa de tratamento térmico. Para algumas ligas, como Al-Cu, o envelhecimento natural é suficiente para produzir uma elevação substancial de propriedades mecânicas do material. Menciona-se ainda a possibilidade de formação de precipitados não coerentes, cuja relação de planos e direções cristalográficas com a matriz é pouco ou não verificada.

Figura 3.14 - Representação esquemática de um precipitados coerente.



(a) Solução sólida supersaturada (b) precipitado coerente.

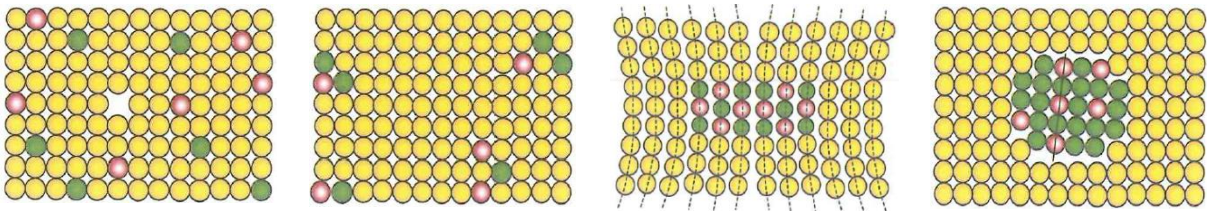
Fonte: REED-HILL, 1982 (adaptado).

De acordo com Mohamed e Samuel (2012), o endurecimento provocado pela pelo envelhecimento é considerado um dos mais importantes métodos de endurecimento de ligas de alumínio. Nesse contexto, controlando o tempo e a temperatura durante o envelhecimento, uma ampla variedade de propriedades mecânicas pode ser obtida, sendo que a configuração microestrutural usualmente

desejada é caracterizada pela presença de precipitados de dimensões reduzidas e uniformemente distribuídos (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010).

O processo de precipitação pode ocorrer a temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou pode ser acelerado por envelhecimento artificial, alcançando temperaturas na faixa de 90ºC a 260ºC (ABAL, 2007). Empregando temperaturas mais elevadas, os precipitados coerentes serão dissolvidos e aparecerão os precipitados não coerentes, maiores e mais esparsos que os primeiros. O arranjo atômico desse precipitado se mostra diferente do arranjo da matriz de alumínio, interagindo com essa por meio de uma interface bem definida. Isso reduzirá as tensões internas do material e o endurecimento. Na Figura 3.15 é apresentada uma representação dos arranjos atômicos das zonas GP, precipitados coerentes e não coerentes (apesar das limitações de ordem de grandeza do número de átomos de cada estrutura mostrada no desenho). Em algumas situações práticas, o tratamento térmico realizado é conduzido de forma a possibilitar o desenvolvimento de uma estrutura com precipitado não coerentes. Esse tipo de precipitação estabelece uma resistência à corrosão sob tensão mais elevada e, em materiais para condutores elétricos, a condutividade elétrica é mais elevada no estado superenvelhecido que o envelhecido, embora esse estado leve a um certo prejuízo das propriedades mecânicas.

Figura 3.15 - Evolução na morfologia dos precipitados.



(a) (b) (c) (d)

(a) solução sólida, (b) zona de Guinier-Preston, (c) precipitados coerentes e (d) precipitados não coerentes.

Fonte: ABAL, 2007 (adaptado).

As propriedades de tração são governadas por vários fatores, incluindo o nível de magnésio retido na matriz após a solubilização e têmpera, o qual é substancialmente incrementado pela precipitação durante o envelhecimento artificial. Este processo, bem como outros parâmetros de envelhecimento, controla o limite de

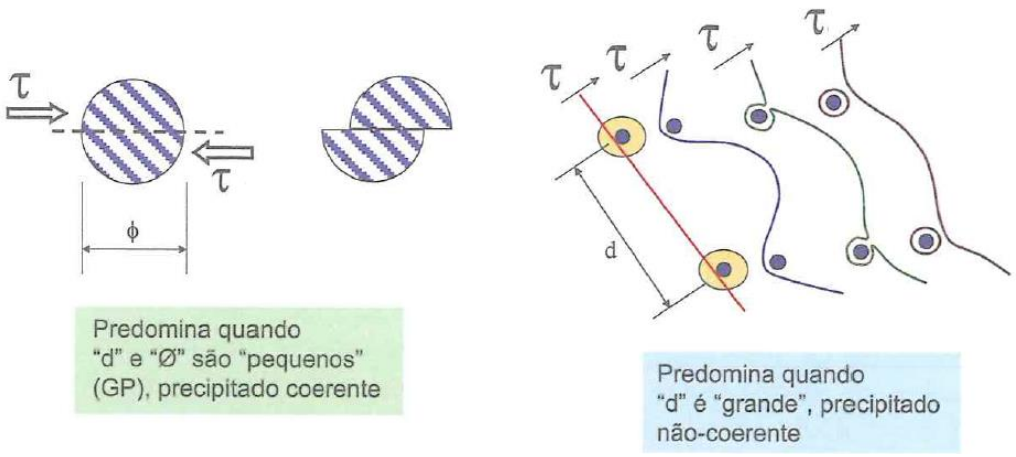
escoamento da liga e as características de encruamento. Alto magnésio na matriz resulta em alto limite de escoamento e aumenta as taxas de encruamento (Kliauga e colaboradores, 2008).

3.4 Mecanismo de Endurecimento por Precipitação

O mecanismo de endurecimento por precipitação se dá basicamente devido à interação entre os campos de tensão associados às discordâncias e os campos relacionados aos precipitados (ABAL, 2007). De uma maneira ou de outra existe uma “neutralização” dos efeitos dos campos de tensão entre discordância e precipitado, o que faz diminuir a energia interna do sistema. Nesse sentido, a dureza da liga após o tratamento completo é influenciada diretamente pela habilidade dos precipitados de interagir com as discordâncias (SJOLANDER; SEIFEDDINE, 2010). O nível de endurecimento resultante da presença das partículas depende de diversos fatores, como a distribuição ou dispersão na matriz, dimensões, morfologia e distância média entre os precipitados (DIETER, 1981).

Para o caso das ligas de alumínio, dois mecanismos são propostos para definir as interações que acontecem entre as discordâncias e os precipitados, cujas representações esquemáticas são mostradas na Figura 3.16 (ABAL, 2007).

Figura 3.16 - Interação entre discordância e precipitado.



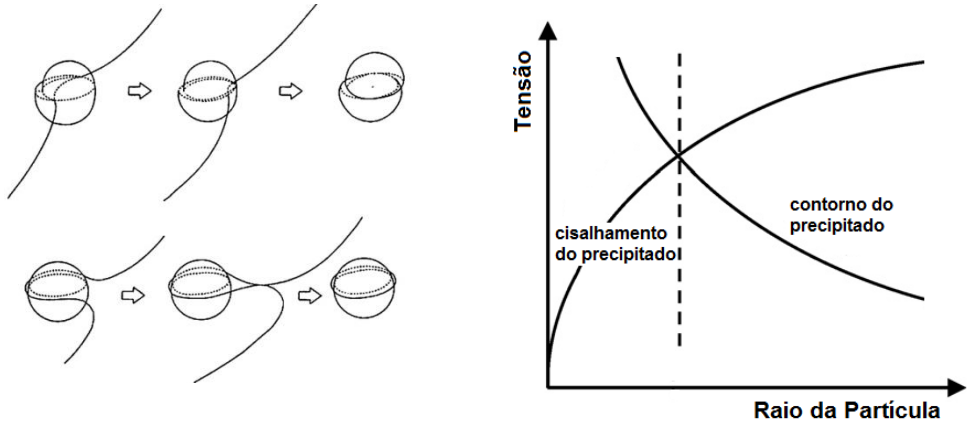
(a) (b)

(a) corte ou cisalhamento do precipitado e (b) contorno do precipitado.

Fonte: ABAL, 2007 (adaptado).

A primeira se refere às situações nas quais as discordâncias podem cortar ou cisalhar os precipitados e a segunda a aquelas nas quais a discordância é forçada a contorná-lo (DIETER, 1981). Em geral, quando os níveis de tensão cisalhante necessários para cisalhar o precipitado se tornam muito elevados, o segundo mecanismo acaba predominando. A magnitude da tensão é associada às dimensões dos precipitados e à distância entre esses (na Figura 3.16 representadas pelo diâmetro ϕ e pela distância d, respectivamente). Na Figura 3.17 é mostrada uma representação esquemática dessa relação de acordo com o raio da partícula (SJOLANDER; SEIFEDDINE, 2010).

Figura 3.17 - Interação entre discordância e precipitado.



(a) (b)

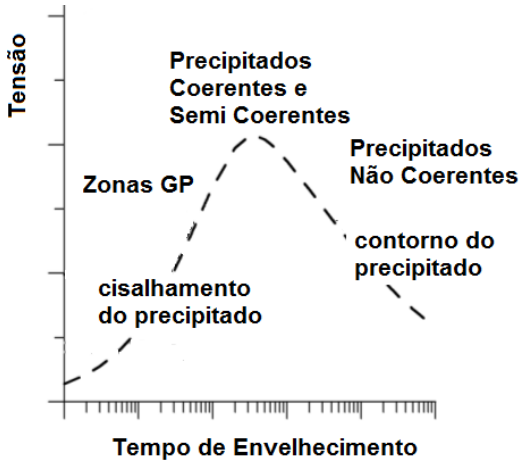
(a) cisalhamento e contorno do precipitado e (b) relação entre a tensão cisalhante para movimentação das discordâncias e o raio do precipitado

Fonte: SJOLANDER; SEIFEDDINE, 2010 (adaptado).

Segundo YANG e colaboradores (2014), a evolução das fases metaestáveis durante a etapa de envelhecimento é muito importante para entender o mecanismo de dureza durante o envelhecimento da liga metálica. Na fase inicial do envelhecimento ocorre a migração progressiva dos elementos de liga em solução sólida para as zonas GP e para os precipitados. A fração volumétrica de precipitados aumenta com o tempo de tratamento e, quanto mais “carregada” a liga, maior a quantidade de precipitados formados. Permanecendo o aquecimento, os precipitados pequenos tornarão a dissolver, servindo de fonte para os de dimensões mais elevadas. No entanto, essa dinâmica reduz a quantidade de precipitados por unidade de volume e eleva a distância entre esses. A partir da interação dessas

etapas durante o processamento do material, pode ser observado na Figura 3.18, na qual é mostrada a relação entre as tensões para movimentação das discordâncias, o mecanismo de interação com os precipitados, o tipo de precipitado e o tempo de tratamento térmico (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; ABAL, 2007). Na fase inicial do tratamento até o pico de dureza, o mecanismo predominante é o de “corte de precipitados”. Como o número de precipitados por unidade aumenta e eles estão muito próximos, a tendência de “curvar” as discordâncias é mais alta, formando um anel em torno desses, do que cisalhar as partículas. Com o aumento progressivo das dimensões e da distância entre os precipitados, é observada uma diminuição na resistência do material.

Figura 3.18 - Interação entre discordância e precipitado



Fonte: SJOLANDER; SEIFEDDINE (2010) (adaptado), ABAL (2007) (adaptado).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

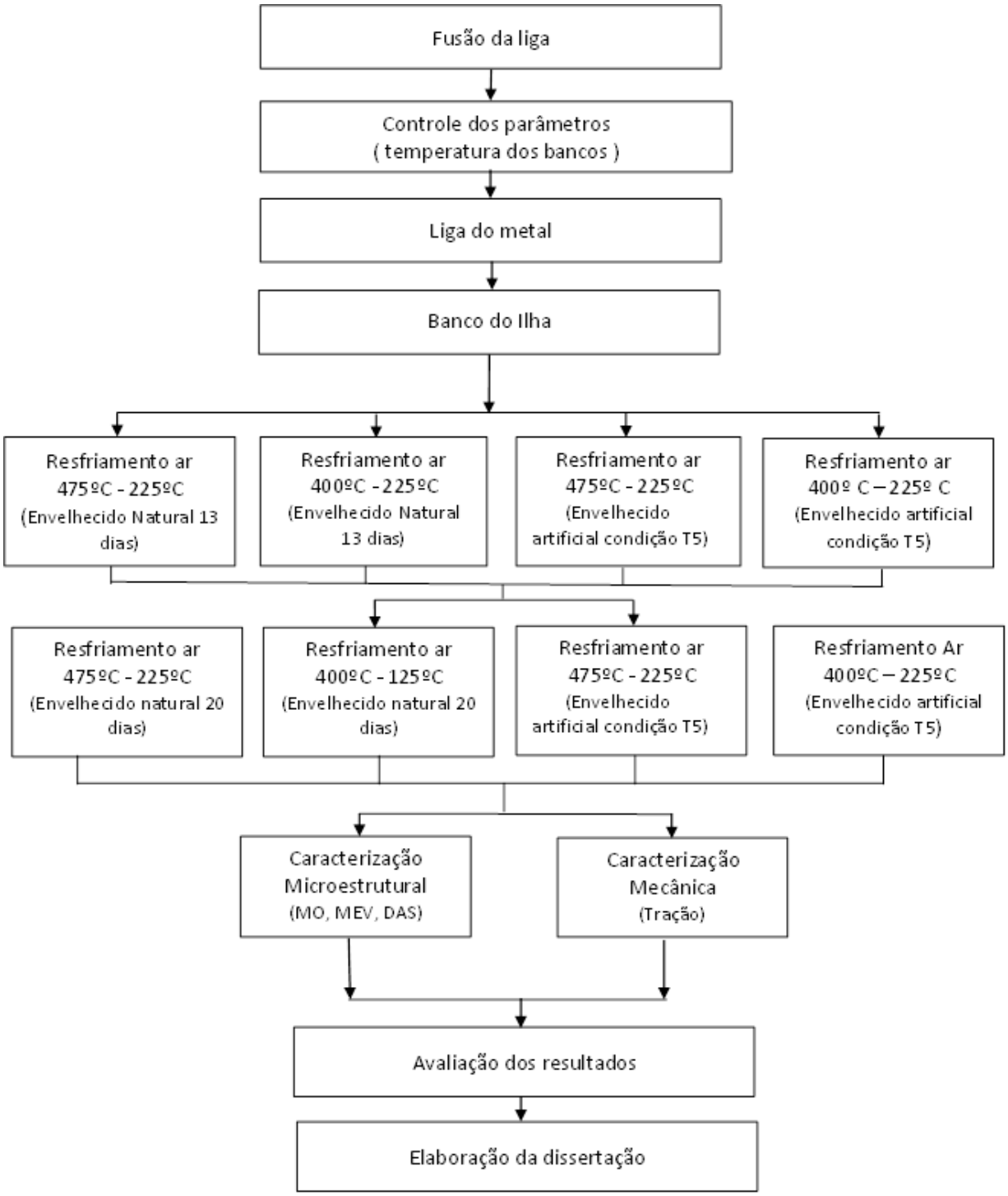
4. 1 Descrição Geral do Trabalho

Neste trabalho foram investigadas a microestrutura e as propriedades mecânicas à tração da liga de alumínio A319 após fundição em estruturas distintas, denominadas no trabalho como "carrossel", "ilha" e laboratório, considerando parâmetros de processamento térmico diversos. Nesse caso, foram avaliados os efeitos da realização de tratamentos com resfriamento artificial seguido de envelhecimento natural e ainda da condução subsequente do tratamento térmico T5, caracterizando o envelhecimento artificial, conforme descrição na seção anterior.

Nas Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 são exibidos os fluxogramas associados às etapas experimentais realizadas no presente trabalho, divididos de acordo com a estrutura empregada no processo de fundição. Os detalhes, tanto das etapas mencionadas como as avaliações conduzidas posteriormente, são explicados de forma detalhada nos itens a seguir.

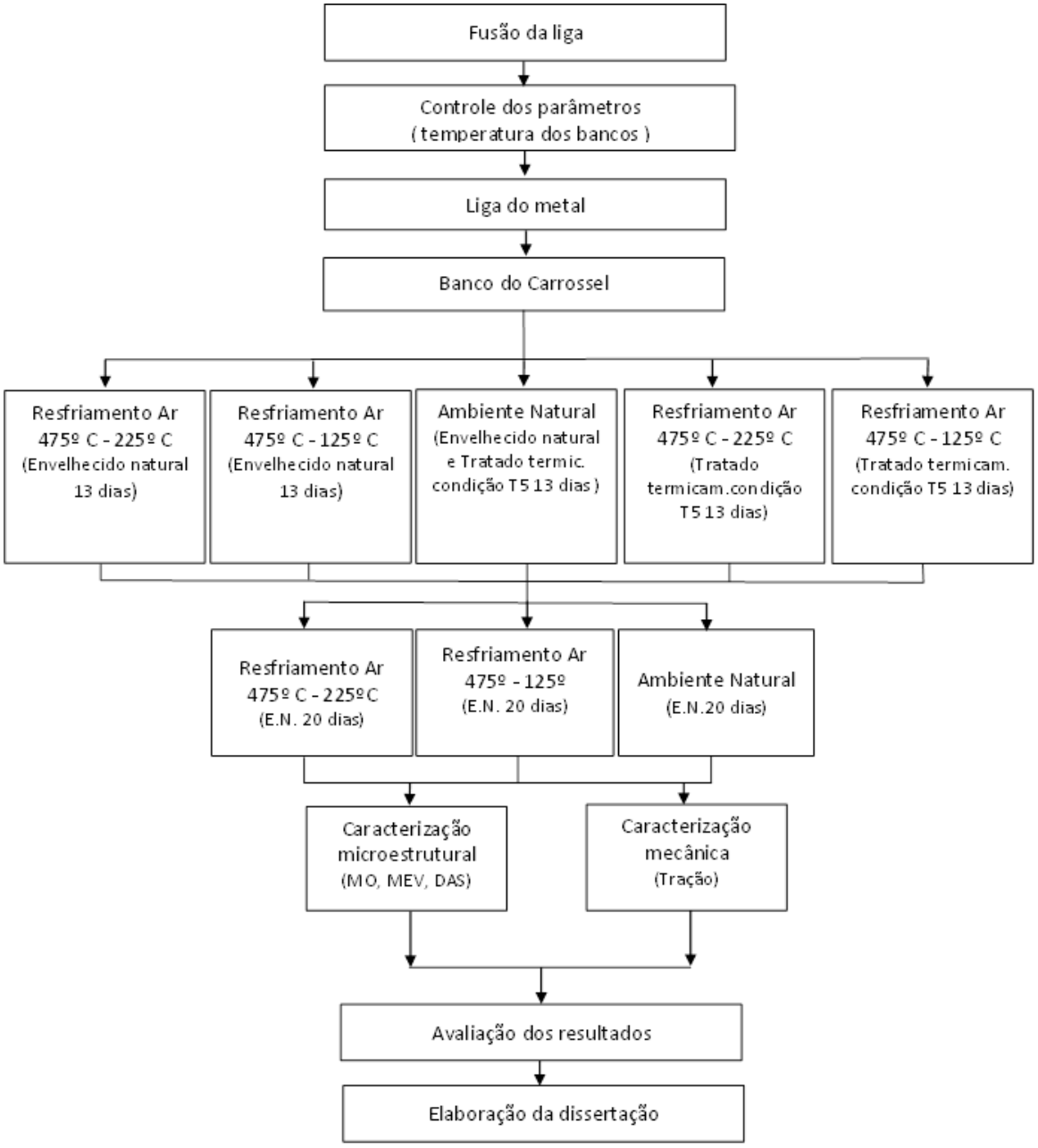
No caso da fundição na "ilha", o trabalho envolveu inicialmente a elaboração da estrutura de resfriamento artificial (*buffer*). Em seguida, foram realizados efetivamente os experimentos de fusão da liga de alumínio e vazamento nos moldes de cabeçote de motor; retirada das peças, permanência no banco com resfriamento natural até duas temperaturas distintas, 475°C e 400°C, a partir das quais o sistema de resfriamento artificial desenvolvido (buffer) foi acionado e os cabeçotes foram resfriados até 225°C. A partir desse momento, o resfriamento do material se deu de forma natural, até a temperatura ambiente. As análises da microestrutura e da resistência mecânica foram conduzidas após 13 dias e 20 dias, caracterizando assim o chamado envelhecimento natural. Em adição a essa análise, foi avaliado ainda com o emprego posterior do tratamento térmico T5 (na verdade parcialmente T5, a ser explicado posteriormente), um tipo de envelhecimento artificial. Dessa forma, nessa fase foi analisado o emprego de temperaturas distintas para o início do resfriamento artificial, a utilização de períodos de envelhecimento natural distintos e a realização de tratamento térmico T5 subsequente.

Figura 1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado na Ilha.



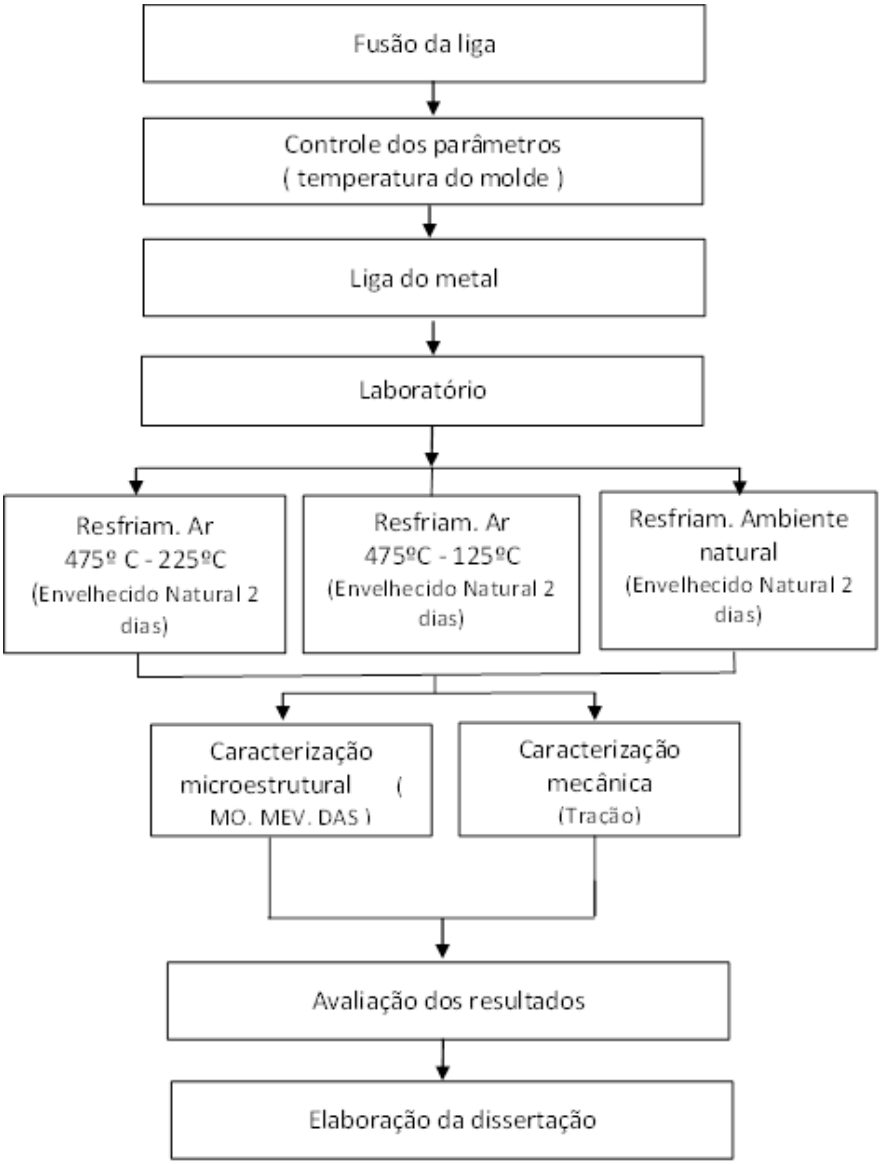
Fonte: Próprio autor

Figura 2 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado no Carrossel.



Fonte: Próprio autor

Figura 3 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental realizado em Laboratório.



Fonte: Próprio autor

Considerando a fundição no "carrossel", as etapas foram, em geral, similares. A infraestrutura para a realização do resfriamento artificial foi preparada, com uso de ventilação. A fusão e o vazamento nos moldes de cabeçote de motor foram realizados. Nessa fase do trabalho, no entanto, a temperatura de início do resfriamento artificial foi de 475°C, tendo sido variada a temperatura de término: 225°C e 125°C. A partir dessas temperaturas, as peças foram resfriadas naturalmente e a análise foi conduzida após 13 e 20 dias. O tratamento térmico T5 foi conduzido posteriormente para condições nas quais a análise foi realizada após 13 dias de envelhecimento natural. Nessa fase, portanto, foram analisados os efeitos

da temperatura de término do resfriamento artificial, do tempo de envelhecimento natural, do tratamento T5 e ainda do emprego de estrutura distinta, ou seja, a mudança do processo realizado para o "carrossel" (em confronto com a "ilha").

Por fim, na terceira fase do trabalho, alguns experimentos foram realizados em laboratório, ou seja, as peças produzidas com a liga consistiram em produtos próprios para a realização das análises e não em componentes para emprego real. Nesse caso, mais uma vez, os procedimentos foram similares. No entanto, nessa fase, optou-se pelo uso da temperatura de início de resfriamento artificial de 475°C, término a 225°C e 125° e avaliação após 2 dias. Não foi conduzido o tratamento térmico T5. O motivo do teste em laboratório foi verificar as condições de propriedades mecânicas, na condição de envelhecimento natural de 2 dias comparando com as condições de 13 e 20 dias.

Os experimentos conduzidos no trabalho foram realizados na empresa Nemak Alumínio do Brasil, no Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG e no SENAI FIEMG.

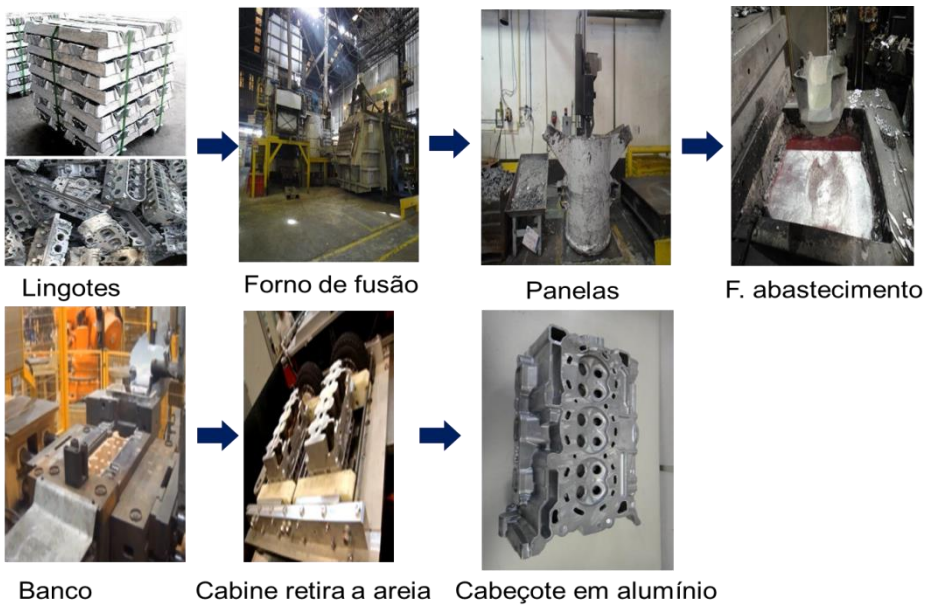
4.2 Materiais e Processo de Produção

A liga de alumínio A319 empregada no trabalho foi obtida a partir do uso de lingotes e massalotes retornáveis da produção, com composição química adequada para o início do processo.

O processo de produção usual de peças com a liga envolve a adição da matéria-prima ao forno de fusão à gás, da marca Insertec, sendo que, após a fusão, a liga é transferida para panelas, nas quais são realizados tratamentos de limpeza do metal, que envolvem um sistema de desgaseificação do banho com injeção de nitrogênio e adição de sais escorificantes para retirada dos óxidos em suspensão. Em seguida, é realizada a retirada da escória manualmente e, após esta etapa, a liga é enviada para o forno de abastecimento dos carrosséis e da ilha, também da marca Insertec, com temperatura de 700°C. O vazamento é realizado no banco e, após resfriamento, as peças são retiradas dos moldes.

Na Figura 4.4 é mostrado o processo descrito, desde a fabricação da liga de alumínio A319, considerando entrada de massalotes e lingotes no forno, preparação da liga e abastecimento nos fornos dos equipamentos até a saída do cabeçote em alumínio.

Figura 4.4 - Sequência do processo interno de fabricação do cabeçote de motor em liga de alumínio A319.



Fonte: Próprio autor

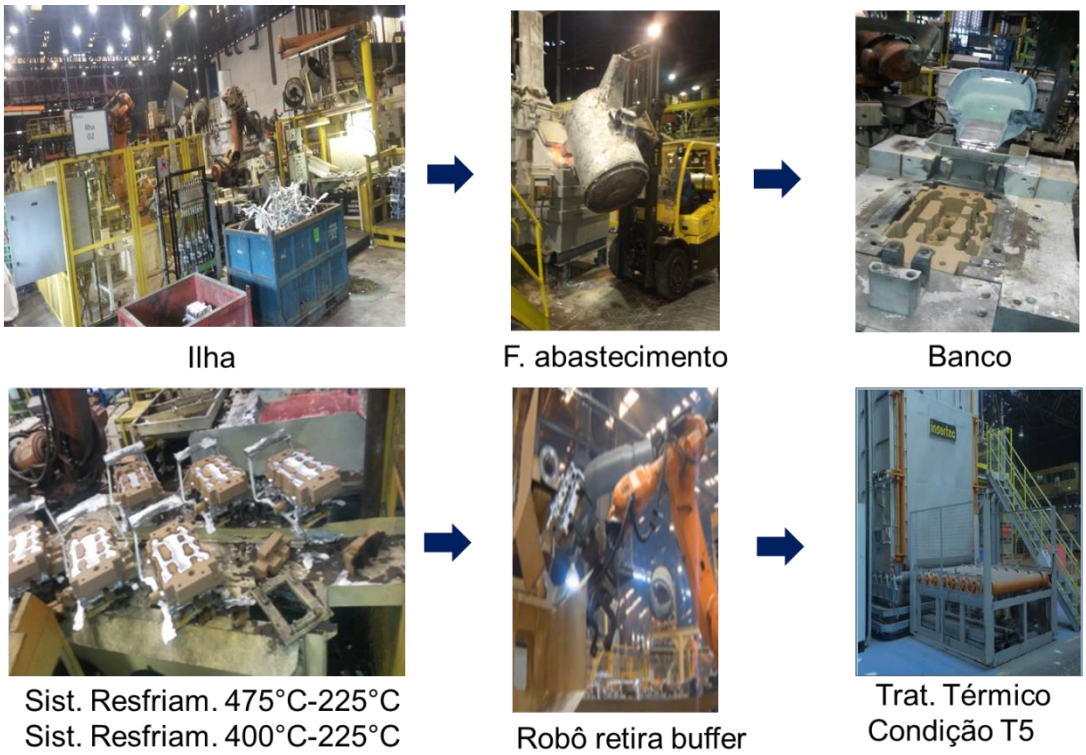
Conforme mencionado na seção anterior, neste trabalho foram conduzidos estudos em 3 tipos de estrutura, duas delas efetivamente relacionadas ao processo produtivo e a outra em laboratório. Esses experimentos foram realizados a partir dos processo básicos apresentados na Figura 4.4 e descritos anteriormente.

Na figura 4.5 pode ser visualizado o processo realizado na estrutura denominada "ilha", um equipamento/estrutura de menor porte, com demanda de produção reduzida. Nesse caso, são apresentadas imagens: i) a partir do forno de abastecimento; seguindo para ii) o vazamento da liga nos moldes no banco; iii) retirada das peças e colocação na estrutura de resfriamento (*buffer*), espera para atingir as temperaturas de início do resfriamento artificial, realização do resfriamento artificial até uma dada temperatura de 475°C e 400°C; iv) retirada das peças do *buffer*, com espera para análise após 13 ou 20 dias, configurando envelhecimento natural e v) realização de tratamento térmico T5 após os mesmos períodos, caracterizando o envelhecimento artificial.

Na Figura 4.6 são exibidas imagens da segunda fase do trabalho, realizada no chamado "carrossel", considerado um equipamento/estrutura de maior porte, com 8 bancos com uma produção diária, de 1.200 peças/dia. Neste estudo, foi definido que temperatura inicial fosse mantida em 475 ºC, a partir da análise dos resultados da fase anterior. Nesse caso foram alteradas somente as temperaturas finais de

resfriamento artificial, 225 ºC e 125ºC. As imagens contemplam as seguintes etapas: i) liga no forno de abastecimento; ii) vazamento do material nos moldes no banco; iii) retirada das peças e colocação na estrutura de resfriamento, com o tempo de 853s, para atingir a temperatura de início do resfriamento artificial, realização do resfriamento artificial até as duas temperaturas escolhidas; iv) retirada das peças da estrutura, com espera para análise após 13 ou 20 dias, configurando envelhecimento natural e v) realização de tratamento térmico T5 após o período de 13 dias, caracterizando o envelhecimento artificial. Nessa fase, ainda foi avaliado o material resfriado natural, sem nenhum sistema de tratamento.

Figura 4.5 – Sistema de resfriamento no processo da Ilha.

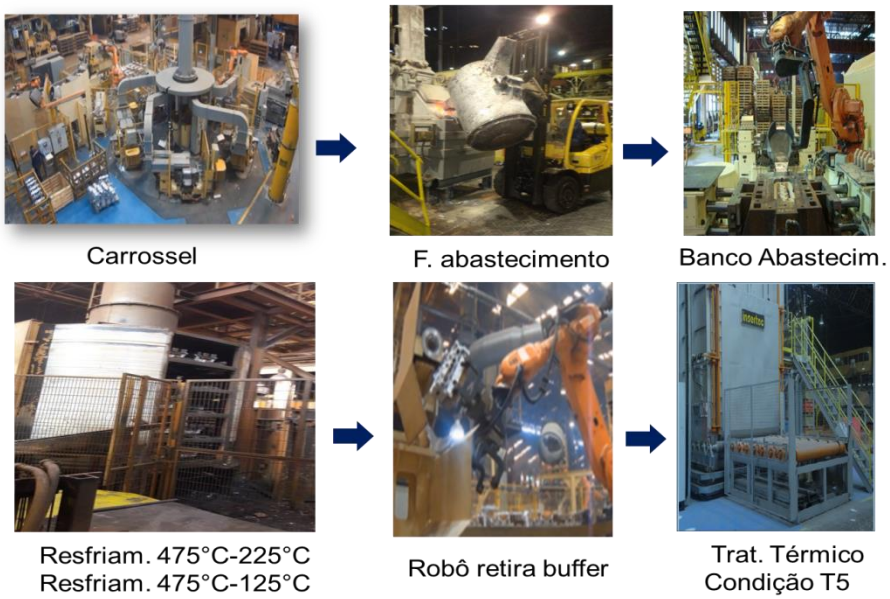


Fonte: Próprio autor

Na Figura 4.7 é mostrado o processo realizado em laboratório, conduzido em um equipamento móvel utilizado especialmente para amostras de clientes. São mostrados: i) liga no forno de abastecimento; ii) limpeza manual do molde de fundição; iii) aquecimento do molde de fundição (de 250°C a 300°C); iv) pintura do molde para facilitar a retirada da peça após a solidificação; v) abastecimento do molde; vi) retirada das peças do molde, com um tempo de 90s para atingir a

temperatura de início do resfriamento artificial, realização do resfriamento artificial até as duas temperaturas escolhidas; vii) retirada das peças da estrutura, com espera para análise após 2 dias, configurando envelhecimento natural. Nessa fase, ainda foi avaliado o material resfriado natural, sem nenhum sistema de tratamento.

Figura 4.6 – Figura sistema de resfriamento no processo do Carrossel



Fonte: Próprio autor

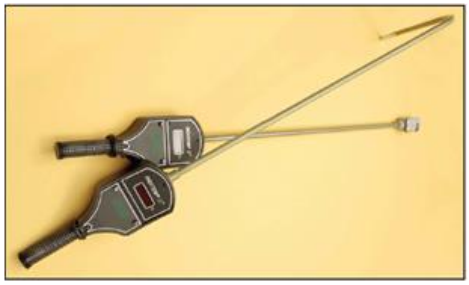
O controle interno da temperatura da liga de alumínio nos fornos empregados nos processos na "ilha", no "carrossel" e em laboratório foi realizado por sistema automático acoplado à parte elétrica do painel dos equipamentos e ainda durante os testes foi utilizado um equipamento portátil, o pirômetro marca ECIL modelo Inditemp II com termopar tipo K, ilustrado na Figura 4.8, para averiguar a consistência do sistema de temperaturas automático. A temperatura estimada foi de 700°C.

As temperaturas dos bancos (moldes) também foram controladas, cuja análise foi distribuída em quatro pontos, localizados de acordo com as características da peça fabricada, ou seja, do cabeçote de motor: ao lado câmara, lateral esquerda lado escape, lateral direita lado admissão e fundo da câmara. O equipamento empregado foi da marca Flir modelo ThermaCam E45, conforme a Figura 4.9. Um exemplos dos resultados dessa análise é mostrado na Figura 4.10.

Figura 4.7 – Figura sistema de resfriamento no teste em laboratório.

Fonte: Próprio autor

Figura 4.8 – Pirômetro de imersão Inditemp II.

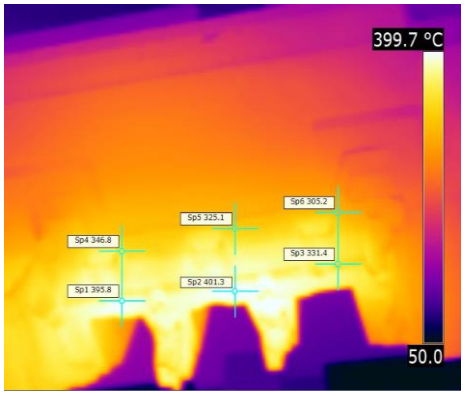


Fonte: Próprio autor

Figura 4.9 – Câmara Térmica

Fonte: Próprio autor.

Figura 4.10 – Imagem térmica dos componentes em estudo



Fonte: Próprio autor

Um termopar com cabo foi instalado no macho de areia, dentro dos moldes, para as fundições na "ilha" e no "carrossel", localizado próximo à face do que seria a câmara de combustão do cabeçote, posicionado para monitoramento das temperaturas de solidificação em contato direto com o metal e para o controle do resfriamento artificial partir até as temperaturas escolhidas, conforme descrito anteriormente. Para o caso da análise em laboratório, o mesmo termopar foi utilizado. No entanto, o dispositivo de contato com a peça foi distinto e esse contato se deu na superfície da amostra produzida. O equipamento empregado em todas as situações foi da marca Data Logger modelo PCE-T 390, conforme imagem da Figura 4.11. Esse procedimento foi utilizado em todas as peças analisadas no presente trabalho, possibilitando a obtenção da curva de resfriamento em cada estrutura.

Figura 4.11 – Equipamento para controle térmico da liga,

Fonte: Próprio autor

Ainda em relação ao processo de fundição, o tempo de enchimento dos moldes foi de 20s e o tempo considerado para solidificação da peça foi de 150s, totalizando 170s. Após esse tempo (enchimento + solidificação), as peça eram retiradas do banco por meio de um robô de extração sendo acondicionadas no sistema de resfriamento artificial (*buffer*). A partir do resfriamento até a temperatura desejada, o sistema de arrefecimento artificial, realizado com ar, era acionado. Tanto para o processo de fundição na "ilha" como na operação no "carrossel", o sistema possuía 6 ventiladores, com velocidade de 10,6 m/s e vazão de 6.100 m³/h de ar.

4.3 Tratamento Térmico T5

Tratamentos térmicos na condição T5 envolvem o resfriamento brusco a partir da temperatura de fabricação e envelhecimento artificial. No presente trabalho, foram realizados experimentos envolvendo um reaquecimento da peça fabricada, com o objetivo de avaliar a ocorrência de um possível envelhecimento artificial da liga de alumínio após os ciclos de produção/térmicos iniciais, ou seja, após os períodos de envelhecimento natural. Dessa forma, apesar dos tratamentos conduzidos não serem propriamente idênticos aos classificados como T5, no trabalho, essas condições são referidas como T5. Nesse caso, esse tratamento foi realizado para todas as condições avaliadas na "ilha" e em uma parte das condições avaliadas no "carrossel". O equipamento utilizado foi um forno industrial da marca Insertec, conforme ilustrado na Figura 4.12.

Figura 4.12 – Forno utilizado no tratamento T5 das amostras

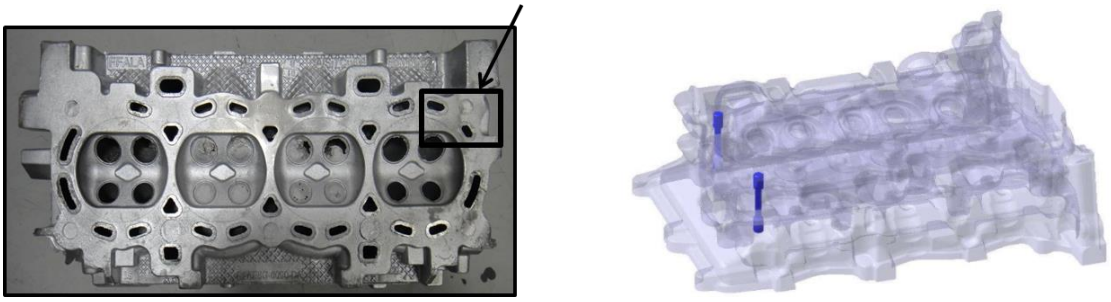
Fonte: Próprio autor.

Os parâmetros utilizados nessa etapa foram a temperatura de 220 ºC, tempo de 4 horas e resfriamento forçado com ar empregando um ventilador com 150cv de potência e vazão de ar de 28.000m³/s durante 40 minutos. A temperatura da condição tratada foi escolhida a partir da norma ASTM B- 917/B917M-11 (2011).

4.4 Corpos de Prova

Os corpos de prova, tanto para os ensaios de tração como para a análise microestrutural, foram retirados da região do mancal do cabeçote em alumínio. A definição dessa região se deu conforme desenho e solicitação da empresa montadora do veículo no qual a peça seria inserida, conforme mostrado na Figura 4.13. Na Figura 4.14 são mostradas imagens relativas à localização da região na qual foram retirados os corpos de prova dos experimentos em laboratório.

Figura 4.13 – Ponto de localização do cabeçote para confecção das amostras, considerando a "ilha" e "carrossel".



(a) (b)

(a) Cabeçote com o ponto de localização e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

Figura 4.14 – Ponto de localização para confecção das amostras considerando apenas para amostras em laboratório

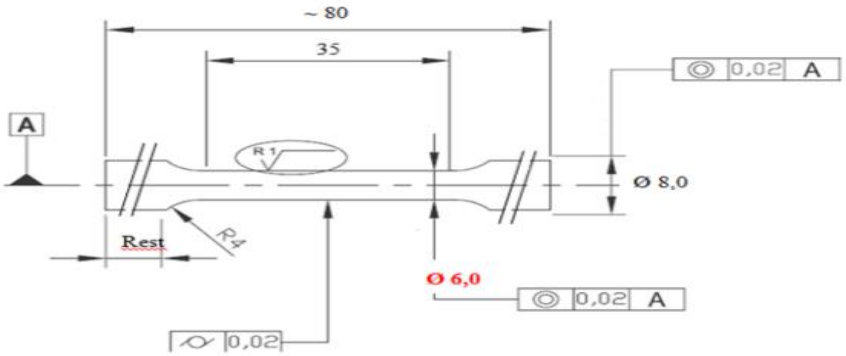
(a) (b)

(a) Peça fundida e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 4.15 é mostrada a representação e uma imagem como exemplo dos corpos de prova utilizados para os ensaios de tração. Para cada condição foram realizados ao menos três ensaios de tração.

Figura 4.15 - Corpo de prova para os ensaios de tração.



(a)

(b)

(a) Representação com dimensões em milímetros e (b) imagem.

Fonte: Próprio autor

4.5 Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio

A caracterização microestrutural da liga de alumínio foi realizada por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), de forma a possibilitar a verificação das fases e precipitados e ainda a determinação do espaçamento interdendrítico secundário sDAS.

O processo foi iniciado com a preparação metalográfica das amostras, segundo a técnica convencional, consistindo em: 1) embutimento a frio com acrílico autopolimerizante; 2) lixamento em lixas #240, #320, #400, # 600, # 1000 e # 2000; 3) polimento com solução de diamante de 1 µm e sílica coloidal de 0,3 µm, 4) ataque

químico com acido fluorídrico 0,5% e solução aquosa de ácido sulfúrico 20% à 80ºC. Em seguida, imagens dos materiais nas diversas condições foram obtidas por meio de MO e MEV.

Nas Figuras 4.16 e 4.17 são mostrados os equipamentos empregados nessa etapa do trabalho. O microscópio óptico é da marca Olympus modelo GX51, com sistema de aquisição de imagens AnalySIS docu, e os microscópios eletrônicos de varredura das marcas Shimadzu modelo Superscan e Jeol modelo JSM 6510LV sendo imagens geradas por elétrons secundários.

Figura 4.16 – Microscópio óptico utilizado no trabalho.

Fonte: Próprio autor.

Figura 4.17 – Microscópios ópticos utilizados no trabalho.

Fonte: Próprio autor

4.5.1 Medida do espaçamento entre os braços dendrítico secundários (sDAS)

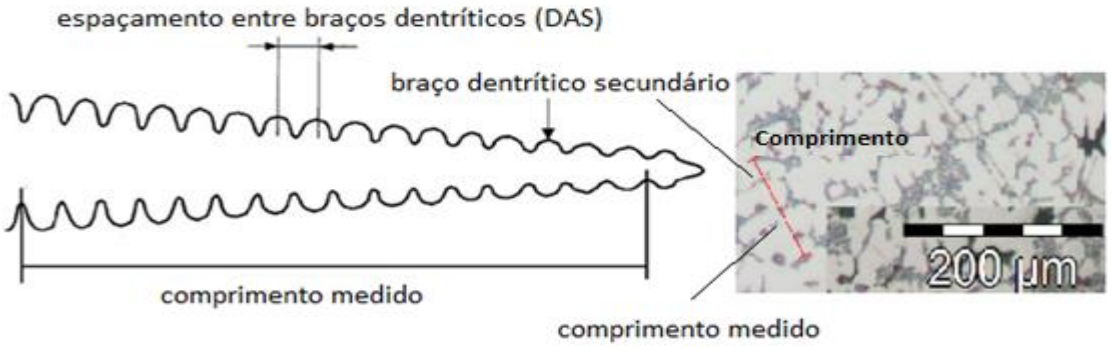
As medições do espaçamento interdendrítico secundário (sDAS) a partir das fotomicrografias obtidas em micróscopio óptico foram realizadas utilizando módulo de medição de sDAS do software AnalySIS docu. Para realização dessa análise foram utilizadas as fotomicrografias com ampliação de 100X, nas quais aleatoriamente foram escolhidas 10 dentritas em cada imagem para medição.

O cálculo utilizado para a medição do espaçamento entre os braços dentríticos secundários foi baseado na metodologia desenvolvida por Zhang (2003), conforme a equação 4.1 e a Figura 4.18.

$$sDAS = L / n \tag{4.1}$$

onde : sDAS é o espaçamento entre os braços dendrítico secundários; L é o comprimento medido (µm) e n é a quantidade de espaçamento entre os braços dentrítico secundários.

Figura 4.18- Micrografia apresentando a metodologia utilizada para medição do espaçamento dentrítico secundários



Fonte: Próprio autor 2017

4.6 Ensaios de Tração

As amostras foram preparadas por usinagem / torneamento em um torno CNC da marca Romi modelo Multiplic 30S, como mostra a Figura 4.19.

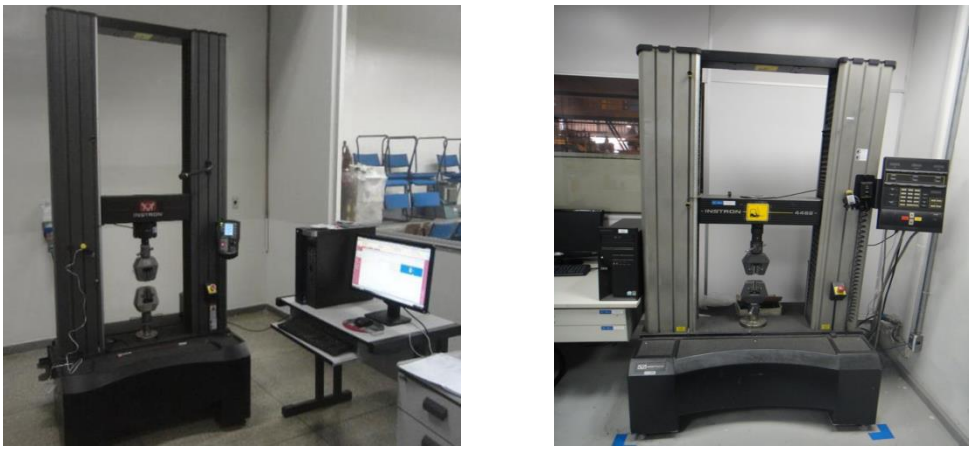
Os ensaios de tração foram realizados parte na empresa Nemak Alumínio do Brasil e parte no Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Federal de

Educação Tecnológica de Minas Gerais (DEMAT/ CEFET). As máquinas empregadas foram da marca Instron, modelo 4482 e 5982, ambas com célula de carga de 100kN, com sistemas de aquisição de dados o Bluehill 2 e Bluehill 3. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, e com velocidade de deslocamento de 2,1 mm/min e taxa de deformação inicial de 0,0011 mm/min, com extensômetro do tipo *clip-on*. Na Figura 4.20 são mostradas imagens das máquinas utilizadas.

Figura 4.19 – Torno CNC utilizado no trabalho.

Fonte: Próprio autor

Figura 4.20– Máquinas de tração utilizadas.



(a) (b)

(a) Máquina Instron modelo 5982 e (b) Máquina Instron modelo 4982.

Fonte: Próprio autor.

Os resultados foram baseados nos ensaios de tração de três corpos de prova. Esses experimentos foram realizados conforme a norma ASTM E8/E8M (2015). A

partir da análise das curvas tensão x deformação foi possível obter o limite de escoamento 0,2 % (Le (0,2%)) e o limite de resistência à tração (LRT).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Resultados Relacionados ao Processo de Fundição na "Ilha"

5.1.1 Curvas de resfriamento dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 durante a solidificação e composição química - fundição na "ilha"

Na Figura 5.1 são apresentadas as curvas de resfriamento temperatura (°C) x tempo (s) obtidas para os cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 relativas à realização do processo de fundição na "ilha". Nos resultados são indicados os momentos nos quais: i) as peças são extraídas dos moldes (após solidificação), ii) início do resfriamento artificial e iii) fim do resfriamento artificial e consequente início do envelhecimento natural. Nesse caso, são consideradas as duas condições de operação: resfriamento artificial a partir das temperaturas de 475°C (Figura 5.1a) e de 400°C (Figura 5.1b). As curvas mostradas representam o comportamento médio do componente em termos de resfriamento no processo.

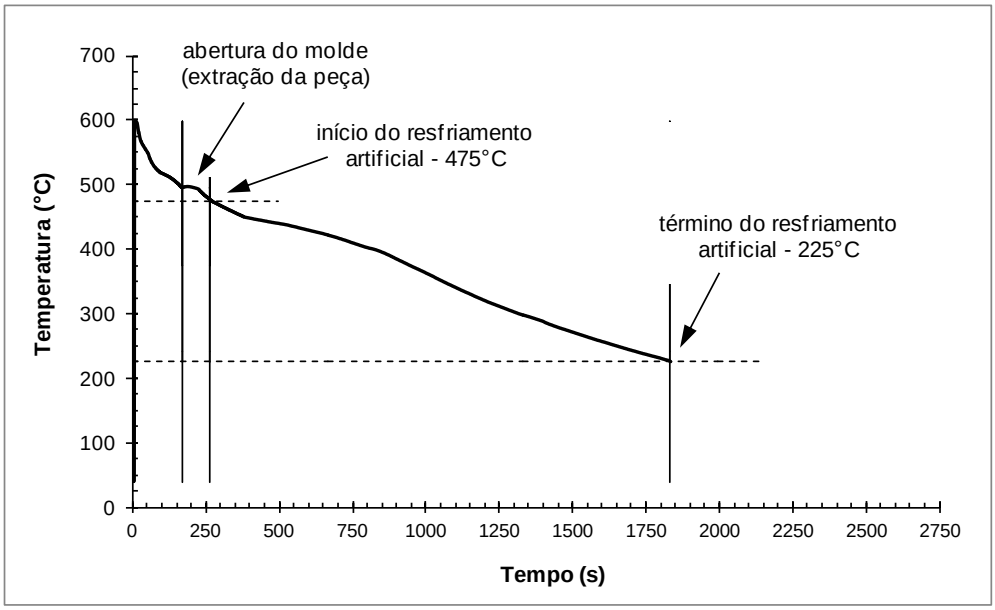
Considerando a operação realizada com o resfriamento artificial a partir da temperatura de 475°C até 225°C (Figura 5.1a), nota-se que o tempo necessário para que a peça, após sua extração/abertura do molde (após tempo de 170s, estando a aproximadamente 509°C), atingisse a temperatura de 475°C foi de 92s. Já o período de resfriamento artificial, empregando a estrutura desenvolvida no buffer, ou seja, o tempo necessário para a peça passasse de 475°C para 225°C, foi de 1571s, equivalendo a uma velocidade de resfriamento média nessa fase de 0,159°C/s. Dessa forma, a etapa a partir da extração da peça do molde até o início do envelhecimento natural resultou em um tempo de 1663s.

Por outro lado, para a situação na qual o resfriamento artificial no buffer foi a partir de 400°C até 225°C (Figura 5b), verifica-se que o tempo para que o material atingisse a temperatura de 400°C após a extração da peça do molde (após tempo de 170°C, estando a aproximadamente 509°C) foi de 959s, enquanto o tempo posterior para atingir 225°C foi de 1003s, totalizando um tempo de 1962s. Nesse caso, a velocidade de resfriamento média na etapa resfriamento artificial foi de 0,174°C/s.

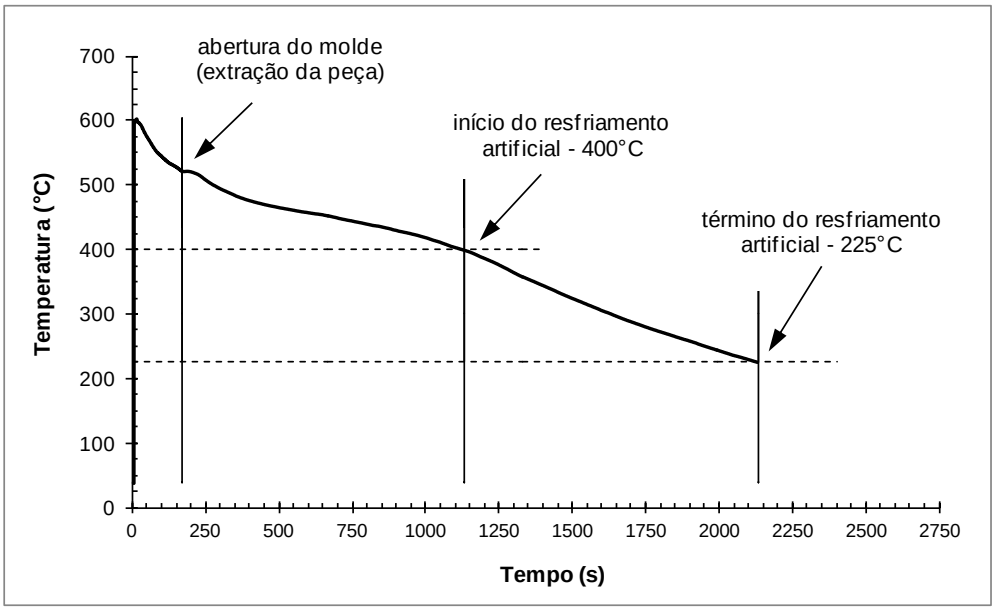
Comparando as duas condições de operação apresentadas, observa-se que, ainda que as velocidades de arrefecimento médias no resfriamento forçado tenham sido relativamente similares (com diferença inferior a 10%), a situação envolvendo

esse resfriamento a partir de 475° até 225°C e então envelhecimento natural foi aquela que, em termos de processo produtivo, levou a um resultado mais conveniente, uma vez que envolveu um tempo total a partir da extração da peça do molde cerca de 300s inferior ao tempo para a outra condição investigada.

Figura 5.1 - Curvas de resfriamento (exemplos) dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 no processo de fundição na "ilha" - resfriamento a partir de duas temperaturas até 225°C.



(a)



(b)

(a) resfriamento artificial a partir das temperatura de 475°C até 225°C e (b) resfriamento artificial a partir das temperatura de 400°C até 225°C.

Fonte: Próprio autor.

Por fim, considerando o resfriamento desde o vazamento, com o material a aproximadamente 600°C, até a retirada da peça do molde, após 170s, verifica-se que a temperatura média de início do resfriamento artificial foi de aproximadamente 509°C, equivalendo a uma taxa de resfriamento de cerca de 2,99°C/s.

A composição química (% em peso) das peças obtidas a partir da fundição na "ilha" é apresentada na Tabela 5.1. Esses resultados foram determinados com a coleta de amostras do metal líquido, antes do vazamento no molde, durante o processo de fundição.

Os valores apresentados estão de acordo com a especificação técnica prevista para a liga de alumínio A319, segundo o Metals Handbook, 1961, com exceção do teor de silício, que ficou ligeiramente superior: 3,0-4,0% Cu; 5,5-7,0% Si; máximo de 1,2% Fe; máximo 0,5% Mg, máximo 0,8% Mn; máximo 1,0%Zn e máximo 0,2% Ti.

Tabela 5.1 - Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição na "ilha".

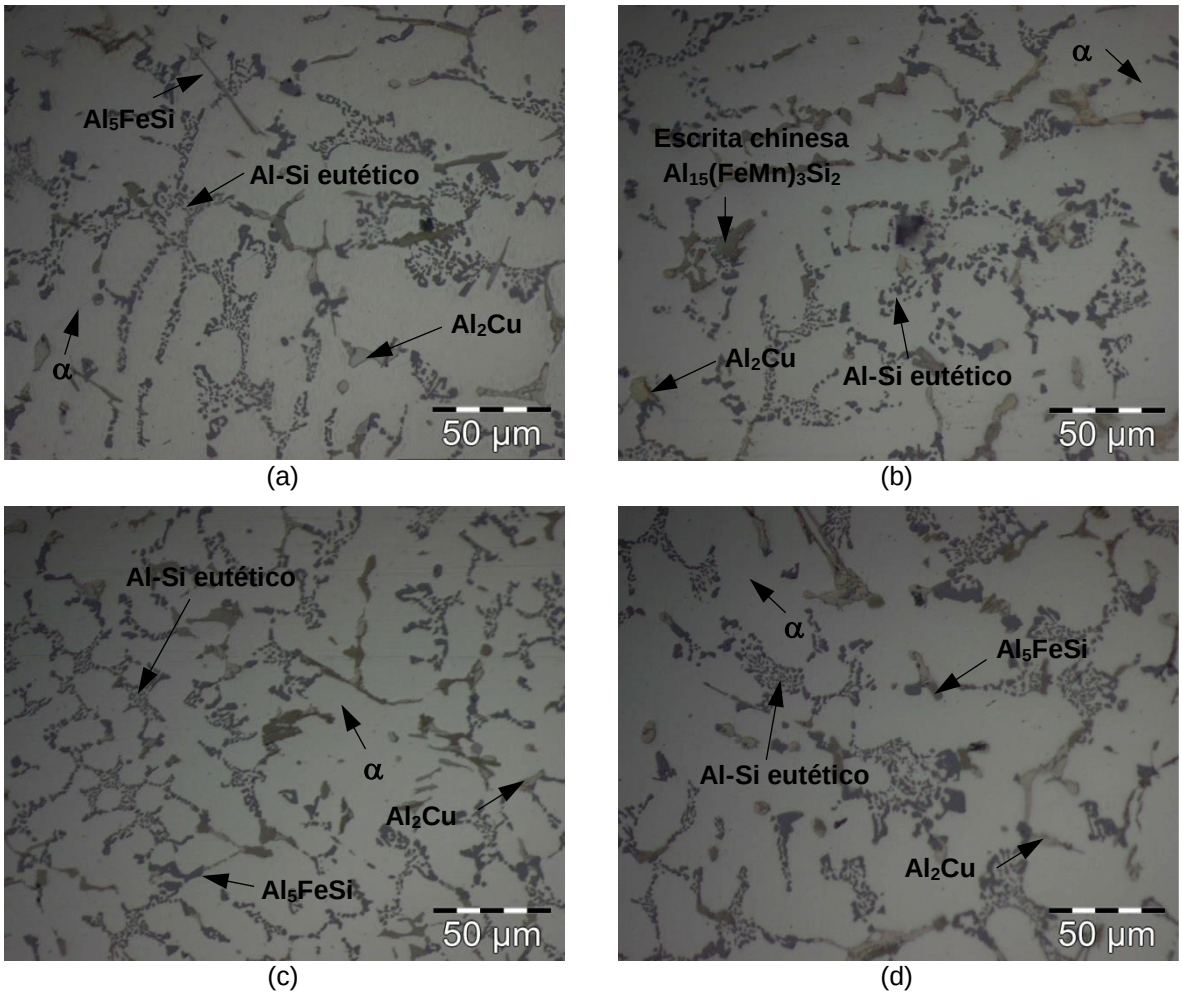
elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
% em peso	7,210	0,627	3,270	0,354	0,303	0,421	0,134	balanço

Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Microestrutura dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha"

As imagens da microestrutura dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 fabricados a partir do processo de fundição na "ilha" obtidas por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são mostrados nas Figuras 5.2 a 5.5. Nas Figuras 5.2 e 5.3 são apresentados os resultados relativos ao material resfriado artificialmente a partir de 475°C até 225°C e a partir de 400°C até 225°C, com avaliação após envelhecimento natural de 13 dias e de 20 dias. Nas Figuras 5.2 e 5.3 são exibidas as micrografias da liga de alumínio nas mesmas condições, porém submetida posteriormente ao tratamento de envelhecimento artificial T5. Os precipitados ou fases estão exemplificados nas imagens. A identificação foi realizada a partir de consulta à literatura (ELSEBAIE et al., 2011; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; TAYLOR, 2012).

Figura 5.2 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural.

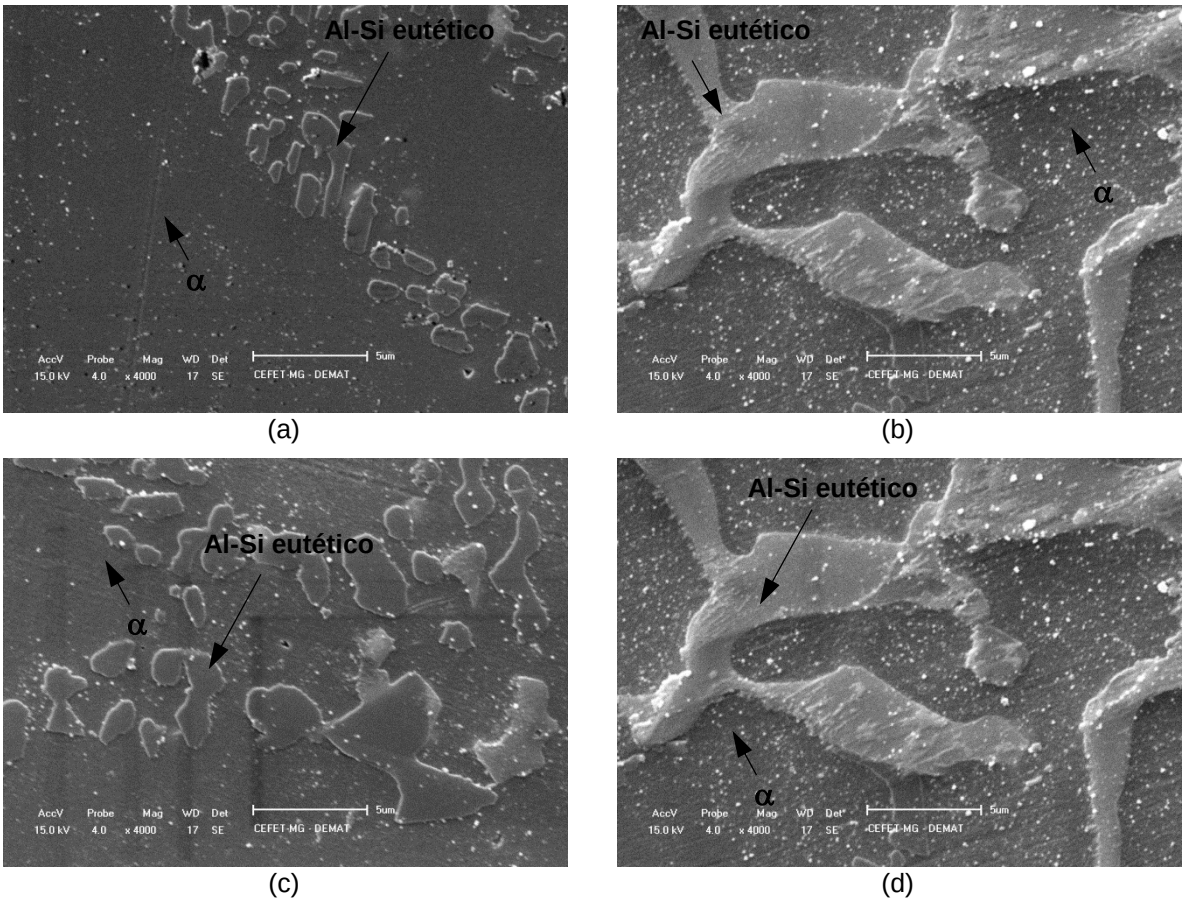


Resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após (a) 13 dias e (b) 20 dias;
Resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C e análise após (c) 13 dias e (d) 20 dias.

Fonte: Próprio autor.

Observa-se, em geral, avaliando a liga de alumínio resfriada a partir de 475°C até 225°C e a partir de 400°C até 225°C, com avaliação após envelhecimento natural de 13 dias e de 20 dias, uma distribuição relativamente uniforme do Al-Si eutético na matriz da fase α e ainda a presença dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi. Verifica-se que a alteração tanto na temperatura de início do resfriamento artificial como no tempo de envelhecimento natural não levou a modificações acentuadas na microestrutura da liga de alumínio, considerando as duas técnicas de microscopia e ampliações empregadas no trabalho.

Figura 5.3 - Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural.



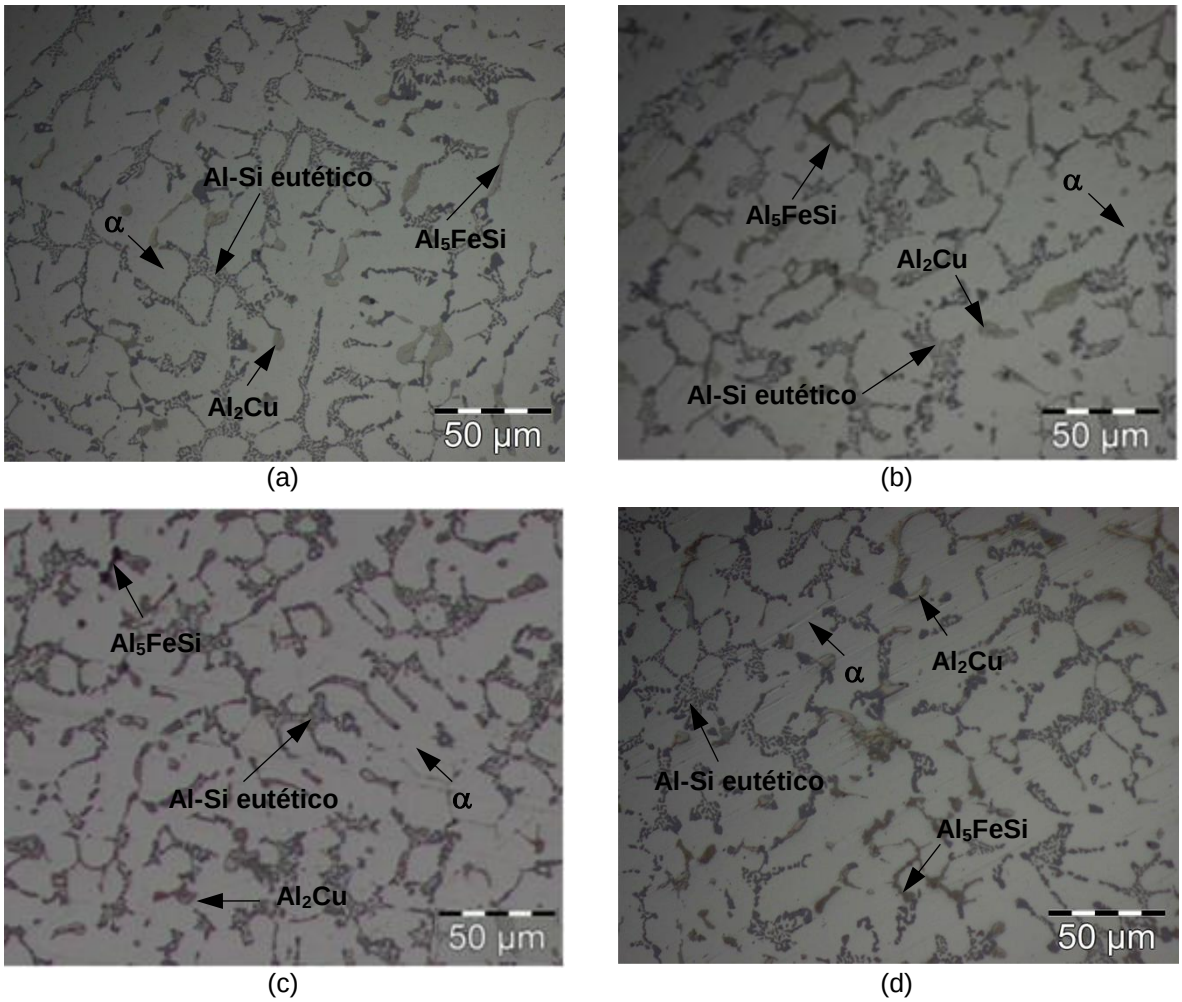
Resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após (a) 13 dias e (b) 20 dias;
Resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C e análise após (c) 13 dias e (d) 20 dias.

Fonte: Próprio autor.

De acordo com Elsebaie e colaboradores (2011), o desempenho da liga de alumínio A319 depende das características do eutético e das distintas fases intermetálicas. A presença do cobre leva ao desenvolvimento das partículas de Al_2Cu que, dependendo da taxa de resfriamento e da presença de agentes modificadores, podem aparecer como blocos (Al_2Cu) ou como colônias eutéticas combinadas à matriz α (Al + Al_2Cu) , ou ainda nas duas formas (ELSEBAIE et al., 2011; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; SHABANI; EMAMY; NEMATI, 2011). No presente trabalho, verifica-se a presença tanto em blocos como no eutético. O ferro leva à formação de Al_5FeSi, também mencionado como fase β, que surge com

morfologia de placas alongadas/agulhas (ELSEBAIE et al., 2011). Esse precipitado é considerado negativo ao desempenho do material, uma vez que suas extremidades podem atuar como sítios concentradores de tensão, favorecendo a nucleação de trincas, e sua morfologia pode servir como “caminho” para a propagação dessas trincas. Por outro lado, a presença do manganês tende a reverter ou diminuir esse efeito deletério da fase β, promovendo a precipitação de uma fase considerada mais compacta, a chamada “escrita chinesa” $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$, indicada na Figura 5.2b.

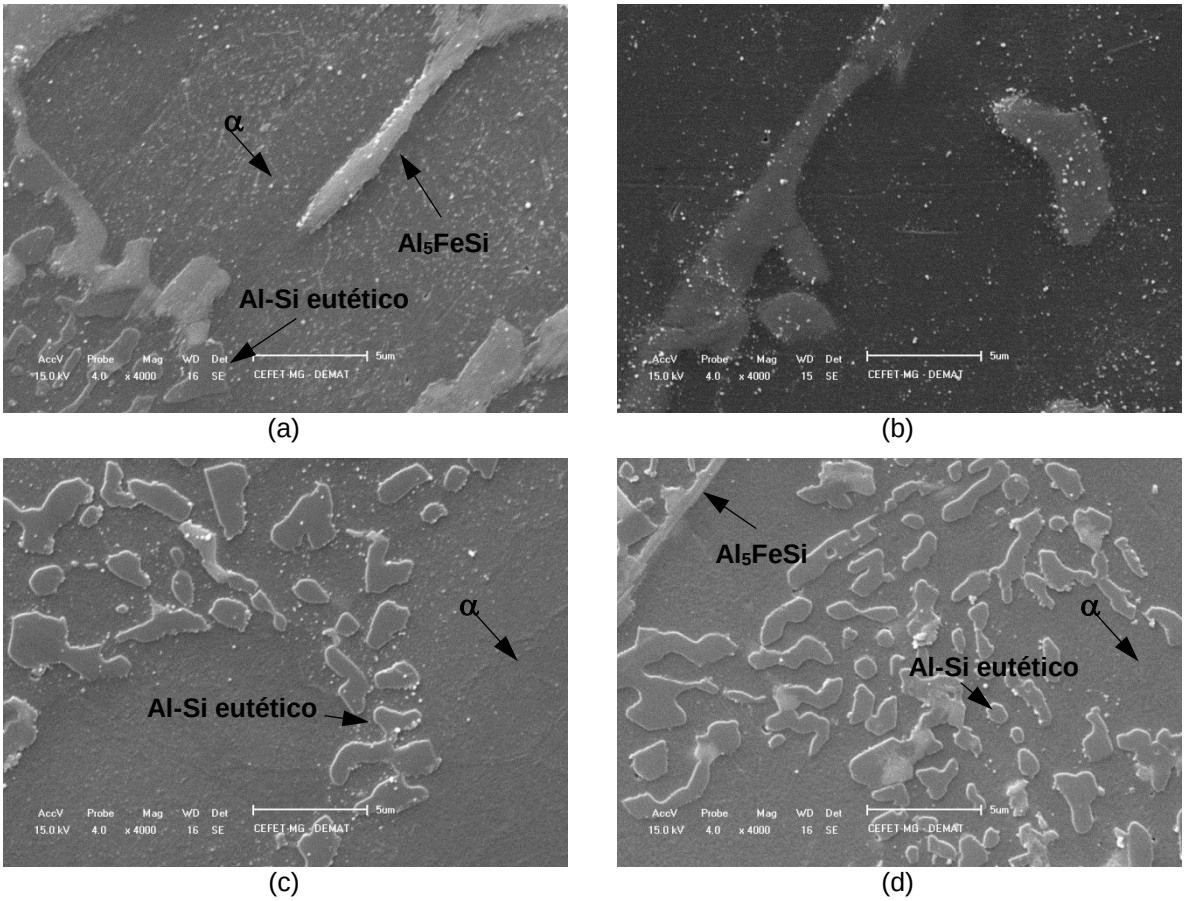
Figura 5.4 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5.



Resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após (a) 13 dias e (b) 20 dias com tratamento térmico T5 subsequente;
Resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C e análise após (c) 13 dias e (d) 20 dias com tratamento térmico T5 subsequente.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.5 - Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5.



Resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após (a) 13 dias e (b) 20 dias com tratamento térmico T5 subsequente;
Resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C e análise após (c) 13 dias e (d) 20 dias com tratamento térmico T5 subsequente.

Fonte: Próprio autor.

Considerando a liga de alumínio nas condições anteriores, porém submetida ao tratamento térmico T5, nota-se que a microestrutura desenvolvida foi semelhante à verificada para o material não tratado posteriormente, com a presença dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi. De acordo com Sjölander; Seifeddine (2010), durante o tratamento de envelhecimento artificial das ligas Al-Si-Cu, a formação de precipitados é iniciada com o desenvolvimento de zonas Guinier-Preston GP com diâmetro entre 3 e 5 nm à temperatura ambiente. Com a elevação da temperatura, essas zonas GP são dissolvidas e novos compostos são formados, zonas GP2, também descritas como θ''. Com a continuidade do fenômeno, ocorre a transformação de θ'' na fase metaestável θ', um precipitado semicoerente com a matriz α. Por fim, o precipitado de equilíbrio θ ou Al_2Cu, apresentando relação

incoerente com α, é formado. Nesse caso, o máximo de resistência mecânica que poderia ser obtido seria com uma maior proporção de θ''.

Para os resultados mostrados no presente trabalho, não foi possível observar a formação de fases distintas como essas mencionadas, cuja justificativa pode estar relacionada a dois fatores: 1) as técnicas empregadas em conjunto com as ampliações não foram adequadas para a verificação dos compostos, dado às suas reduzidas dimensões e 2) o fato de que após o resfriamento brusco, o material foi submetido ao envelhecimento natural por 13 dias e por 20 dias, o que pode ter levado ao desenvolvimento dos compostos presentes ou mesmo alterado a cinética de movimentação atômica em um tratamento térmico de envelhecimento artificial T5 posterior.

Na Tabela 5.2 são apresentados os resultados médios e os desvios padrão do espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na ilha. Nota-se que, considerando os valores dos desvios, os resultados obtidos são semelhantes, independente das condições de processamento térmico e análise realizados. Esse comportamento está de acordo com aquele esperado, uma vez que esse parâmetro pode ser alterado de acordo com as condições de solidificação do componente que, por sua vez, foram similares para as situações (fundição na "Ilha") investigadas no trabalho, conforme comentado na seção 5.1.1.

Tabela 5.2 - Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha".

Amostra	Sem tratamento térmico T5 - sDAS (μm)	Com tratamento térmico T5
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias.	19 ± 3	14 ± 3
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 20 dias.	17 ± 2	17 ± 1
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 13 dias.	15 ± 2	18 ± 3
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 20 dias.	19 ± 3	15 ± 2

Fonte: Próprio autor.

De acordo com Shabani; Emamy e Nemati (2011), a taxa de resfriamento na solidificação, além de afetar o tamanho de grão do material, a morfologia do silício na fase eutética, a porosidade e eventuais fases intermetálicas, influencia no espaçamento dos braços dendríticos. Nesse caso, a elevação dos valores dessa variável leva ao desenvolvimento de uma estrutura mais refinada, a qual é, em geral, associada a melhores propriedades mecânicas. Campbell (2003), além de mencionar a influência da taxa de transferência de calor entre o material metálico e o molde durante o processo de fabricação, relata a importância da composição química. Zhang; Garro e Tagliano (2003) comentam que para produção de ligas fundidas no âmbito industrial é mais difícil controlar a taxa de solidificação e, portanto, o espaçamento interdendrítico, devido à eventual complexidade da peça a ser fabricada, envolvendo muitas vezes diversas cavidades e à necessidade de ocorrência de solidificação direcional com o objetivo de obter peças fundidas livres de defeitos de âmbito macroscópico, dentre outros.

5.1.3 Propriedades mecânicas dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha"

Nas Tabelas 5.3 e 5.4 são apresentados os resultados de resistência mecânica (limites de escoamento a 0,2% e de resistência à tração) da liga de alumínio após a fundição na "ilha" nas condições avaliadas nessa etapa, com e sem a realização do tratamento térmico T5, respectivamente. Em seguida, são mostradas as Figuras 5.6 e 5.7 nas quais os resultados são comparados em termos de temperatura de início de resfriamento artificial, com e sem T5, para cada tempo de envelhecimento natural, 13 dias (Figura 5.6) e 20 dias (Figura 5.7).

Considerando inicialmente condição de análise após 13 dias de envelhecimento (Figura 5.6), observa-se que a alteração da temperatura de início de resfriamento artificial de 475° para 400°C não levou a modificações significativas tanto nos valores de limite de escoamento como de limite de resistência, ou seja, na resistência mecânica do material, especialmente ao observar os desvios-padrão. Por outro lado, a realização do tratamento térmico de envelhecimento artificial T5 subsequente resultou em uma elevação de cerca de 39% nos valores limite de escoamento e 20% no limite de resistência da liga de alumínio.

Tabela 5.3 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural.

Amostra - sem tratamento térmico Subsequente	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias.	161 ± 1	206 ± 12
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 20 dias.	156 ± 10	222 ± 2
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 13 dias.	157 ± 1	211 ± 2
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 20 dias.	160 ± 4	225 ± 3

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.4 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C, envelhecimento natural e tratamento térmico T5.

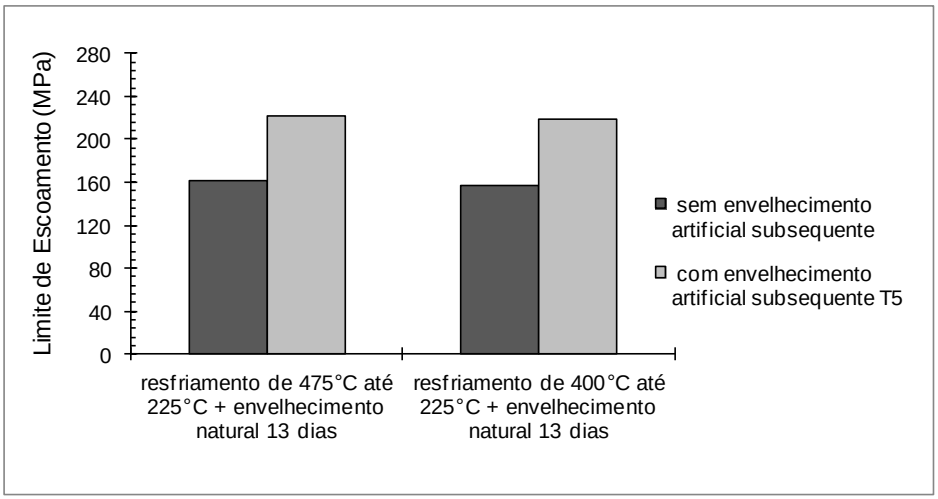
Amostra - com tratamento térmico subsequente T5	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias +T5.	223 ± 9	252 ± 4
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 20 dias + T5.	220 ± 2	255 ± 2
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 13 dias + T5.	219 ± 1	248 ± 4
resfriamento brusco a partir de 400°C até 225°C com análise após 20 dias + T5.	221 ± 2	247 ± 6

Fonte: Próprio autor.

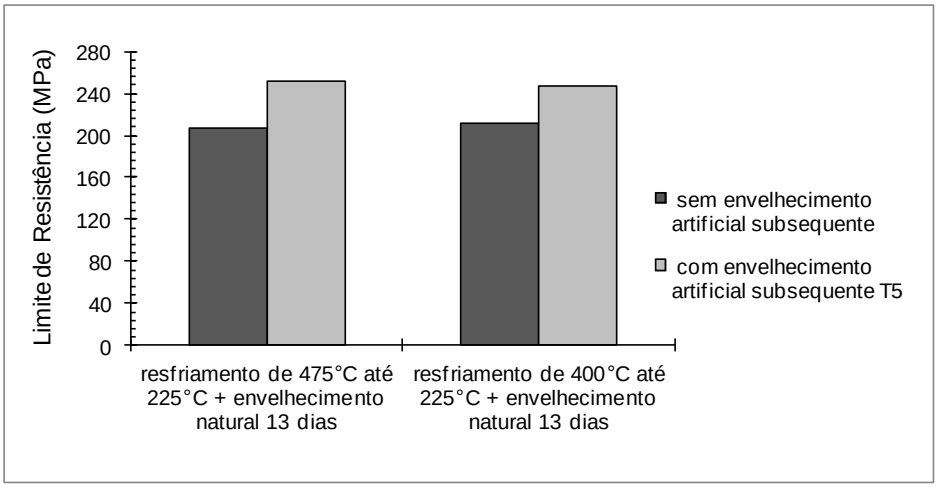
Para a liga de alumínio produzida, resfriada artificialmente e analisada após 20 dias, o comportamento foi similar, ou seja, a alteração da temperatura de início de envelhecimento não levou a modificações consideráveis no desempenho mecânico do material. Para as peças nas quais o tratamento térmico de envelhecimento artificial foi realizado, novamente foi verificada a elevação nos valores médios de

limite de escoamento e de resistência, de cerca de 39% e 12%. Por fim, o aumento de 13 dias para 20 dias de período anterior à análise no comportamento do material também não levou a alterações nos resultados.

Figura 5.6 - Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural por 13 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente.



(a)



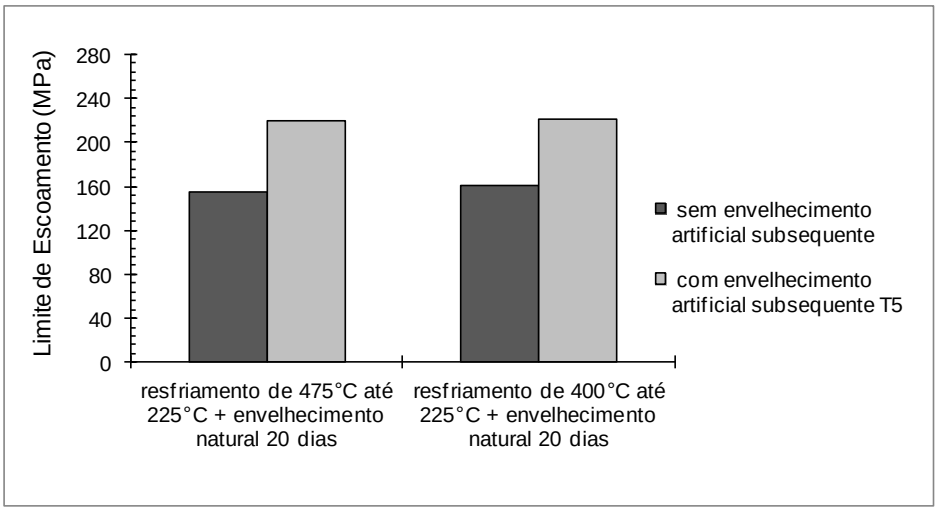
(b)

(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.
Fonte: Próprio autor.

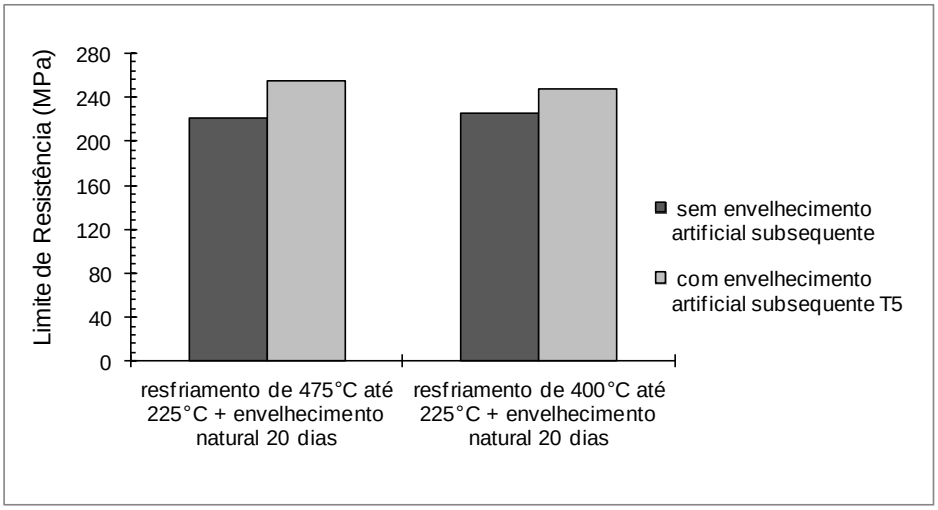
Dessa forma, a partir dos resultados apresentados pela liga de alumínio na “ilha”, pode-se concluir que duas das três variáveis de processo investigadas nessa etapa (temperatura a partir da qual é realizado o arrefecimento artificial pela estrutura do buffer e o tempo de envelhecimento natural), não impactaram nas propriedades mecânicas avaliadas nas amostras do cabeçote de motor. O comportamento mecânico nesse caso parece estar de acordo com os resultados

microestruturais, uma vez que, como mencionado anteriormente, não foi verificada alteração considerável na presença, morfologia e distribuição do constituinte eutético e precipitados na liga de alumínio.

Figura 5.7 - Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição na "ilha" - resfriamento a partir de uma dada temperatura até 225°C e envelhecimento natural por 20 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente.



(a)



(b)

(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.

Fonte: Próprio autor.

Em relação aos resultados obtidos com a realização do tratamento térmico de envelhecimento artificial T5, ressalta-se que, apesar de não terem sido verificadas alterações na microestrutura da liga de alumínio com as técnicas utilizadas, foi constatada a elevação da resistência mecânica. A partir desses resultados, portanto, supõe-se que a realização do envelhecimento artificial ocasionou alterações na

microestrutura da liga de alumínio que, no entanto, não foram percebidas pelas técnicas de análise empregadas.

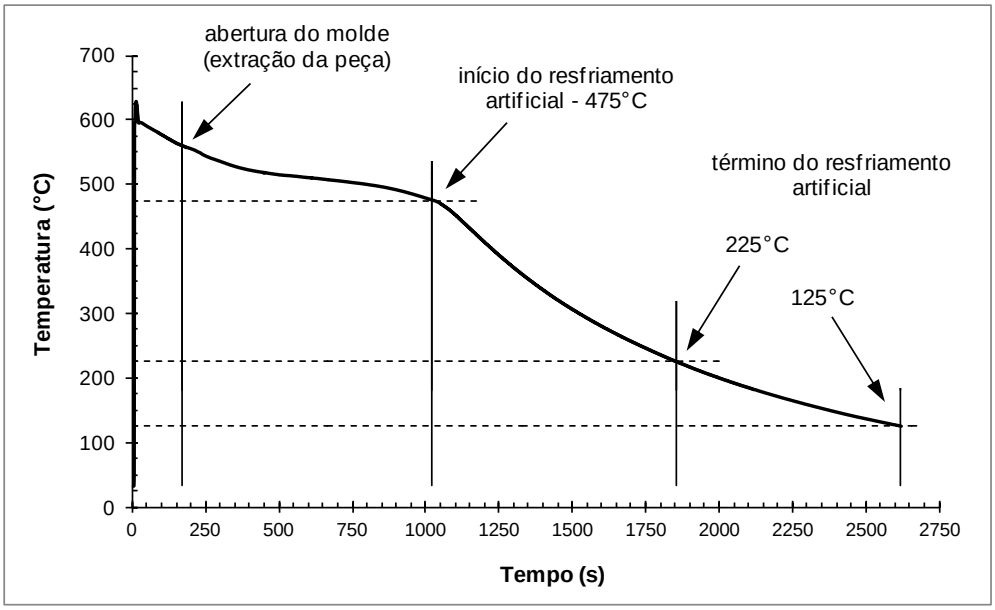
A elevação da resistência mecânica com a ocorrência do fenômeno de precipitação está relacionada à habilidade dos precipitados de interferir na capacidade de movimentação das discordâncias (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; MOHAMED; SAMUEL, 2012). A resistência nessa situação é determinada pelo tamanho e pela distribuição dos precipitados e, ainda, pela relação de coerência desses compostos com a matriz. Quando os precipitados apresentam dimensões mais elevadas e maior dureza, as discordâncias os ultrapassam pelo mecanismo de Orowan, ou seja, os envolvem como “anéis”. O mecanismo oposto, no qual as discordâncias cisalham os precipitados, ocorreria quando esses são de dimensões mais reduzidas e menos duros. A princípio, a maior resistência mecânica é obtida quando há igual probabilidade da discordância ultrapassar os precipitados por meio dos mecanismos de cisalhamento e de Orowan.

5.2 Resultados Relacionados ao Processo de Fundição no "Carrossel"

5.2.1 Curvas de resfriamento dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 durante a solidificação e composição química - fundição no "carrossel"

Na Figura 5.8 é mostrada uma curva, como exemplo, de resfriamento temperatura (°C) x tempo (s) obtidas para os cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 relativas à realização do processo de fundição no "carrossel". Similarmente ao que foi elaborado para a operação de fundição na "ilha", nos resultados são indicados os momentos nos quais as peças são extraídas dos moldes, o início do resfriamento artificial e o fim do resfriamento artificial e consequente início do envelhecimento natural. Para essa situação, no entanto, na mesma curva são indicados os tempos de fim dos resfriamentos artificiais para 225°C e para 125°C, uma vez que essa curva, pela proximidade com as demais nos experimentos nessas condições, pode ser considerada uma média ou representativa do comportamento geral de arrefecimento da peça.

Figura 5.8 - Curvas de resfriamento (exemplo) dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 no processo de fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até 225°C e 125°C.



Fonte: Próprio autor.

Verifica-se, nesse caso, que o tempo necessário para que a peça, após sua extração do molde (após tempo de 170s, estando a aproximadamente 558°C), atingisse a temperatura de 475°C foi de 853s. O período de resfriamento artificial a partir de 475°C até atingir a temperatura de 225°C foi de 830s, equivalendo a uma velocidade de resfriamento média nessa fase de 0,301°C/s. Considerando a condição na qual o resfriamento artificial foi até a temperatura de 125°C, o tempo necessário a partir de 475°C foi de 1598s, associado a uma taxa de resfriamento média de 0,219°C/s. Nota-se que, nesse caso, à medida que ocorreu o decréscimo de temperatura (de 225°C para 125°), a taxa de resfriamento diminui, conforme observado pela inclinação da curva temperatura x tempo. Para a situação na qual o envelhecimento artificial se deu até a temperatura de 225°C, o tempo total para o processo, a partir da extração do cabeçote de motor do molde, foi de 1683s, enquanto que para a condição na qual o resfriamento artificial foi até 125°C foi de 2451s.

Comparando os resultados obtidos nessa fase do trabalho com a anterior, para a condição na qual o resfriamento artificial foi conduzido a partir de 475°C até 225°C, o tempo médio necessário para atingir a temperatura de 475°C a partir da extração da peça foi muito superior no "carrossel" do que na "ilha" (853s x 92s). Por outro lado, tempo médio necessário para que a peça atingisse de 225°C a partir de 475°C

foi inferior (830s x 1571s). O tempo total de processo, no entanto, foi similar para as duas situações. As diferenças observadas indicam que no carrossel, a estrutura e região em contato com a peça a partir da extração do molde favoreceu menos a troca de calor/arrefecimento, oposto que aconteceu em relação ao sistema de resfriamento artificial.

Quanto à etapa inicial de solidificação, observa-se que a velocidade de resfriamento nessa fase para a operação realizada no "carrossel" foi inferior àquela observada na "ilha", uma vez que a temperatura de extração do molde foi de 558°C enquanto na estrutura cujos resultados são mostrados na seção 5.1 foi de 509°C, o que impactou no tempo necessário para que a peça, após sua extração do molde atingisse a temperatura de 475°C.

A composição química (% em peso) obtida com a coleta de amostras da liga de alumínio no estado liquido antes do vazamento no molde na fundição no "carrossel" é mostrada na Tabela 5.5. Percebe-se que os resultados são próximos àqueles determinados para a liga metálica cujas peças foram obtidas a partir da fundida na "ilha" (Tabela 5.1). Novamente o teor de silício foi superior ao máximo esperado.

Tabela 5.5 - Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição no "carrossel".

elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
% em peso	7,310	0,624	3,170	0,358	0,329	0,368	0,142	balanço

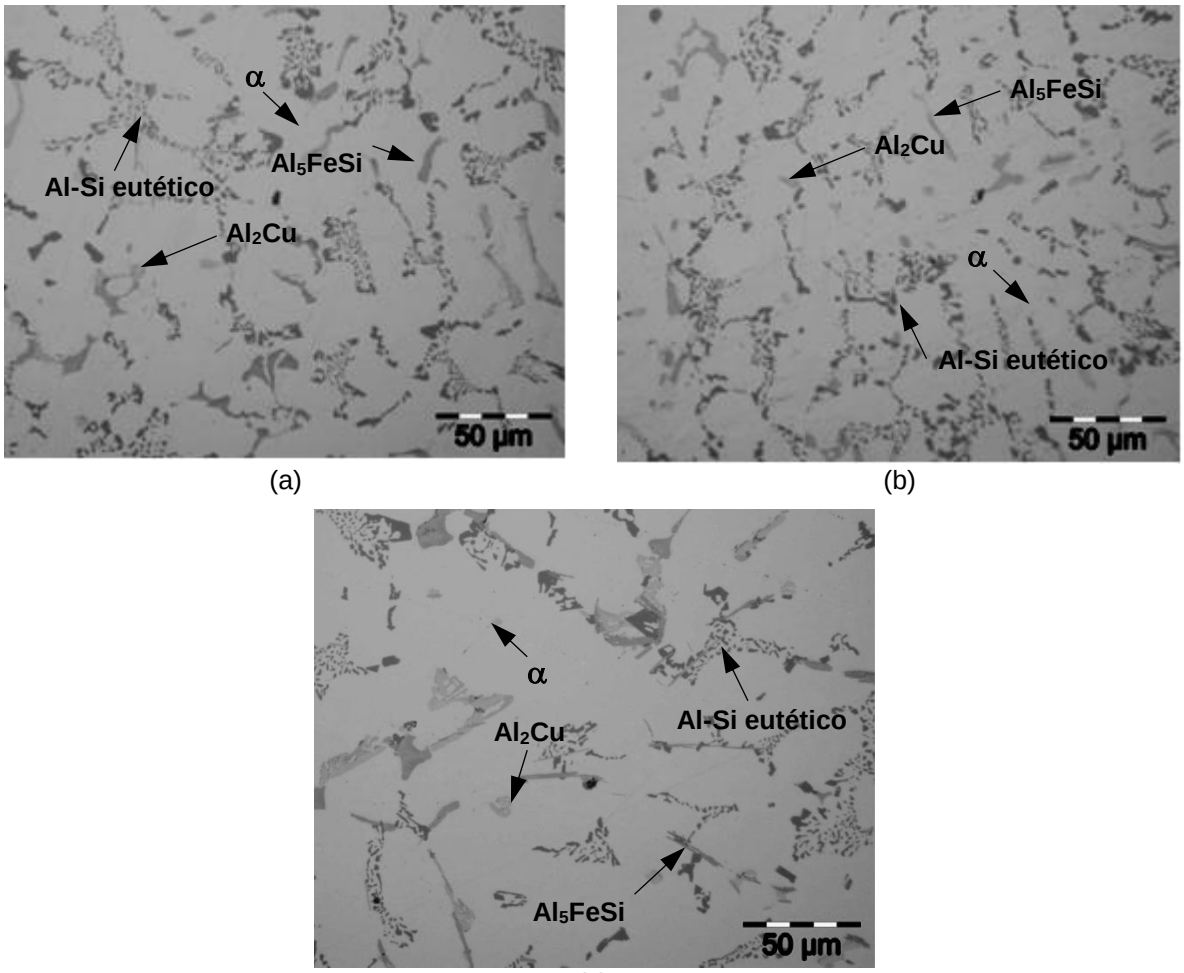
Fonte: Próprio autor.

5.2.2 Microestrutura dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel"

Nas Figuras 5.9 a 5.13 são mostradas as imagens de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura da microestrutura dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 fabricados no “carrossel”. Para essa fase do trabalho, foram analisadas as condições nas quais o material foi resfriado bruscamente a partir de 475°C até 225°C e até 125°C, com avaliação após 13 dias e após 20 dias de envelhecimento natural. Ainda são mostrados os resultados referentes ao resfriamento natural, também com análise após 13 dias e 30 dias, e com a

realização do tratamento térmico de envelhecimento artificial T5, para as situações nas quais o envelhecimento natural prévio foi de 13 dias.

Figura 5.9 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias.



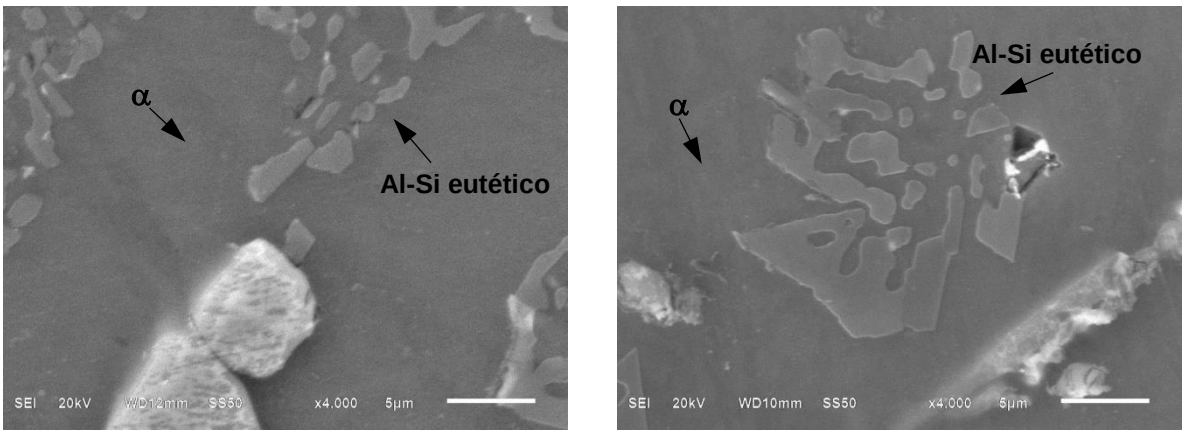
(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após 13 dias, (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e análise após 13 dias e (c) resfriamento natural até a temperatura ambiente e análise após 13 dias.

Fonte: Próprio autor.

Similarmente ao que foi observado para a liga de alumínio no processo conduzido na “ilha”, verifica-se, em geral, a presença do constituinte eutético Al-Si, distribuído de forma relativamente uniforme, e a ocorrência dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi. De maneira semelhante, a alteração nos parâmetros de processamento, nessa etapa, envolvendo a temperatura de fim de resfriamento artificial e início de

envelhecimento natural (225°C e 125°C) e o período de envelhecimento natural (13 dias e 20 dias), não levou a modificações perceptíveis na estrutura do material, assim como a realização do tratamento térmico T5 subsequente para algumas condições. O emprego do resfriamento natural até a temperatura ambiente, em detrimento ao uso de resfriamento forçado, aparentemente também não resultou em microestruturas distintas. Mais uma vez, acredita-se que, para algumas situações, essa similaridade de resultados pode estar relacionada às técnicas de análise microestrutural empregadas.

Figura 5.10 - Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias.



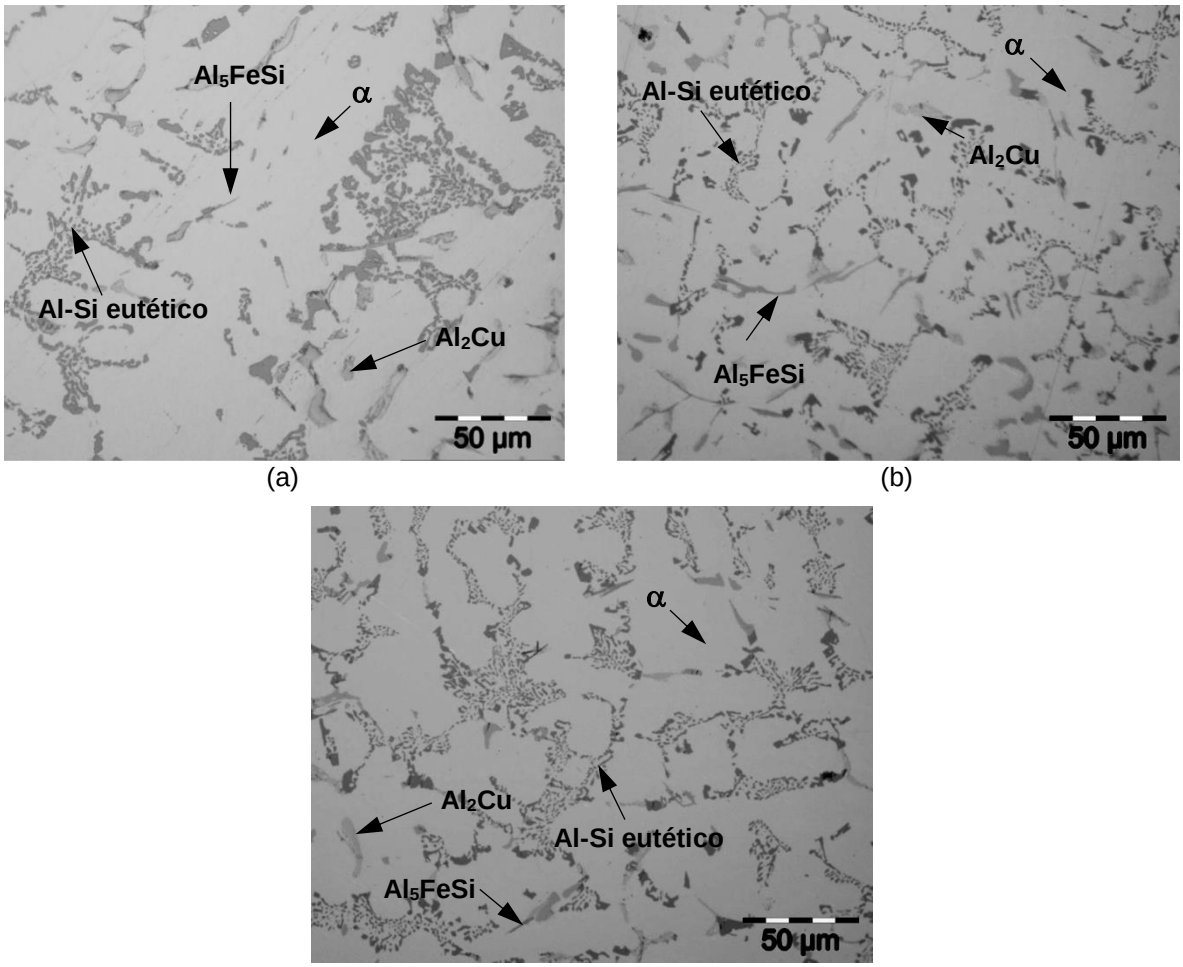
(a) (b)

(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após 13 dias, (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e análise após 13 dias.

Fonte: Próprio autor.

Comparando as microestruturas desenvolvidas na liga de alumínio cujos cabeçotes foram fabricados na “ilha” e no “carrossel”, observa-se que alterações relacionadas à operação não foram constatadas em termos da morfologia e dispersão do Al-Si eutético e demais compostos formados.

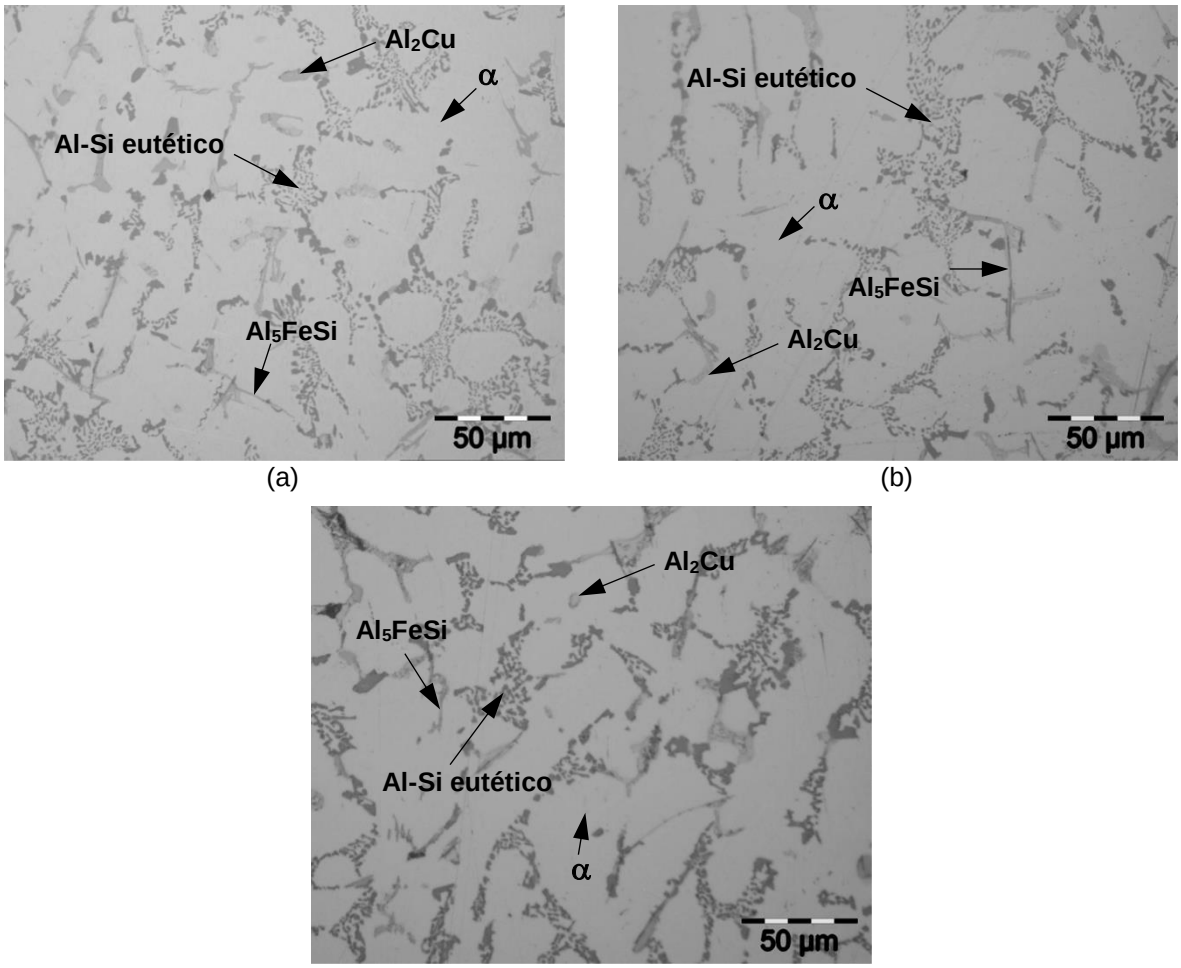
Figura 5.11 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 20 dias.



(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após 20 dias, (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e análise após 20 dias e (c) resfriamento natural até a temperatura ambiente e análise após 20 dias.

Fonte: Próprio autor.

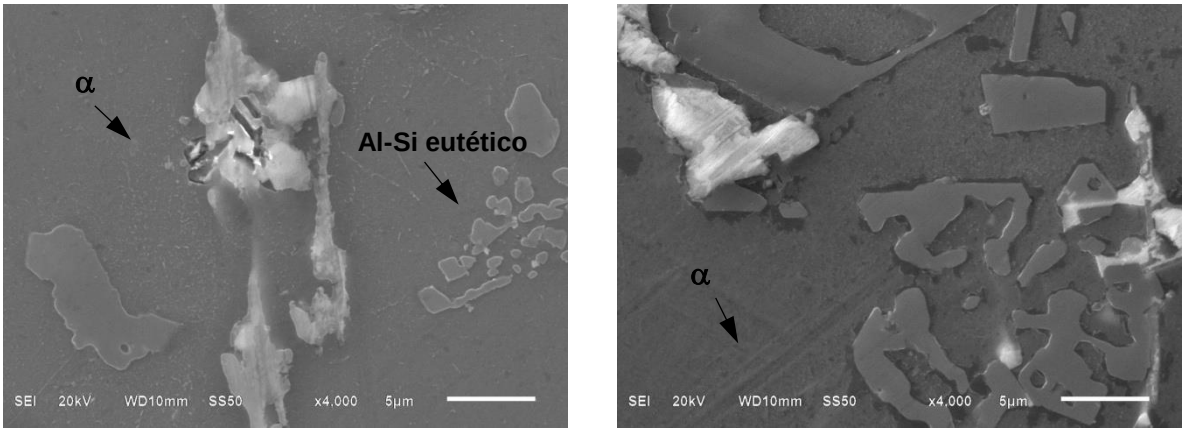
Figura 5.12 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias - envelhecimento natural e tratamento térmico T5.



(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e após 13 dias realização de tratamento térmico T5, (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e após 13 dias realização de tratamento térmico T5 e (c) resfriamento natural até a temperatura ambiente e após 13 dias realização de tratamento térmico T5.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.13 - Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida pelo cabeçote de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 13 dias - tratamento térmico T5.



(a) (b)

(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e após 13 dias realização de tratamento térmico T5 e (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e após 13 dias realização de tratamento térmico T5.

Fonte: Próprio autor.

Os valores médios e os desvios padrão do espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" são mostrados na Tabela 5.6. Verifica-se que, similarmente ao que foi observado para as peças obtidas com fundição na "ilha", considerando os valores dos desvios, os resultados são similares independente das condições de tratamento térmico e tempo de análise avaliados. Em adição a esse fato, nota-se que os resultados também podem ser considerados próximos àqueles apresentados no processo anterior. Dessa forma, percebe-se que, apesar das condições de operação serem ligeiramente distintas (considerando as taxas de resfriamento durante a etapa relacionada à solidificação), ao fundir as peças nas duas estruturas - "ilha" e "cabeçote" - a peças produzidas exibiram características semelhantes quanto ao sDAS.

Esse comportamento difere do que é mostrado por Shabani; Emamy; Nemati (2011) e por Campbell (2003), que afirmam que maiores taxas de resfriamento na solidificação levariam ao desenvolvimento de uma estrutura com espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS médios menores. Dessa forma, acredita-se que, no caso do presente trabalho, as diferenças observadas na taxa de

resfriamento durante a solidificação entre as duas estruturas não seria elevada o suficiente para promover alterações reais no sDAS.

Tabela 5.6 - Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de moto96r da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel".

Amostra	Sem tratamento térmico T5 - sDAS (μm)	Com tratamento térmico T5
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias.	18 ± 2	14 ± 1
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 20 dias.	19 ± 2	---
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 13 dias.	17 ± 2	18 ± 1
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 20 dias.	15 ± 3	---
resfriamento natural a partir de 475°C com análise após 13 dias	21 ± 3	20 ± 2
resfriamento natural a partir de 475°C com análise após 20 dias	15 ± 2	---

Fonte: Próprio autor.

5.2.3 Propriedades mecânicas dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel"

Nas Tabelas 5.7 e 5.8 são mostrados os resultados referentes à resistência mecânica da liga de alumínio após a fundição no "carrossel". Nesse caso, são apresentados os valores médios de limite de escoamento e de limite de resistência para as condições nas quais: i) o resfriamento artificial se deu até 255°C e 125°C, com análise após 13 e 20 dias; ii) ocorreu resfriamento natural, também com análise após 13 e 20 dias e iii) com a realização de tratamento térmico T5 subsequente com a 13 dias. Nas Figuras 5.14 e 5.15 esses resultados são organizados de acordo com o tempo de envelhecimento natural.

Tabela 5.7 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural.

Amostra - sem tratamento térmico subsequente	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias.	174 ± 1	224 ± 2
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 20 dias.	163 ± 3	223 ± 1
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 13 dias.	181 ± 1	220 ± 4
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 20 dias.	185 ± 2	224 ± 3
resfriamento natural com análise após 13 dias	165 ± 1	203 ± 2
resfriamento natural com análise após 20 dias	164 ± 3	219 ± 3

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.8 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural e tratamento térmico T5.

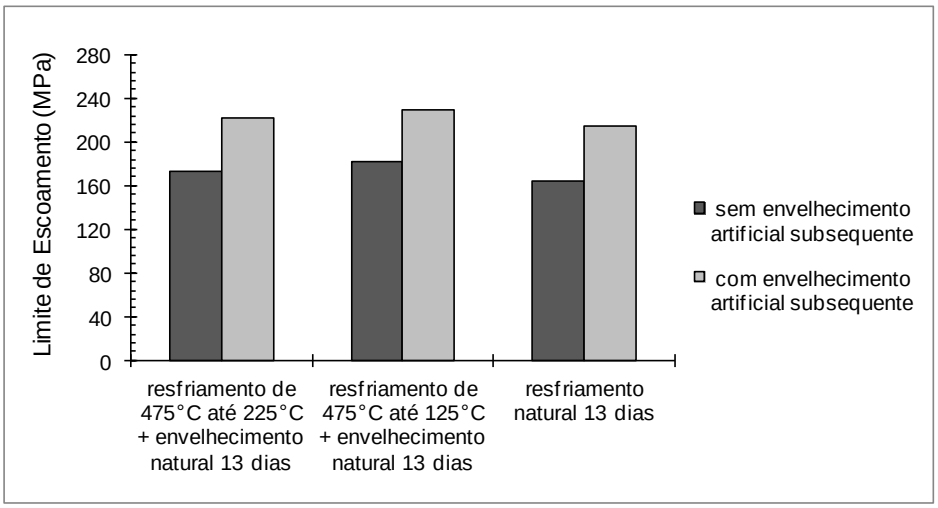
Amostra - com tratamento térmico subsequente	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 13 dias + T5.	221 ± 1	253 ± 2
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 13 dias + T5.	230 ± 5	252 ± 1
resfriamento natural com análise após 13 dias + T5	215 ± 3	240 ± 2

Fonte: Próprio autor.

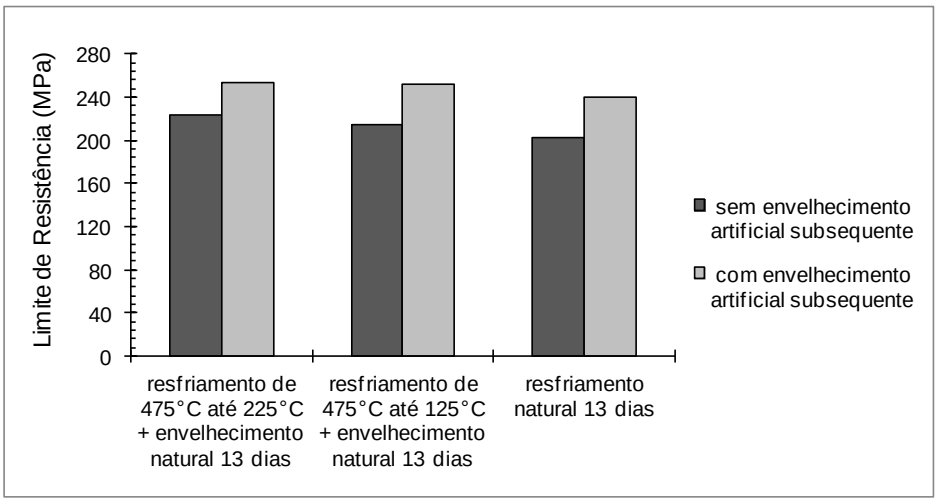
Comparando inicialmente os efeitos da temperatura de término do resfriamento artificial e início do envelhecimento natural, nota-se que a redução dessa variável

(de 225°C para 125°C) levou ao aumento nos valores médios de limite de escoamento e não promoveu alterações perceptíveis nos valores médios de limite de resistência, tanto para a análise realizada após 13 dias como após 20 dias de envelhecimento natural.

Figura 5.14 - Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 13 dias, com e sem envelhecimento artificial T5 subsequente.



(a)



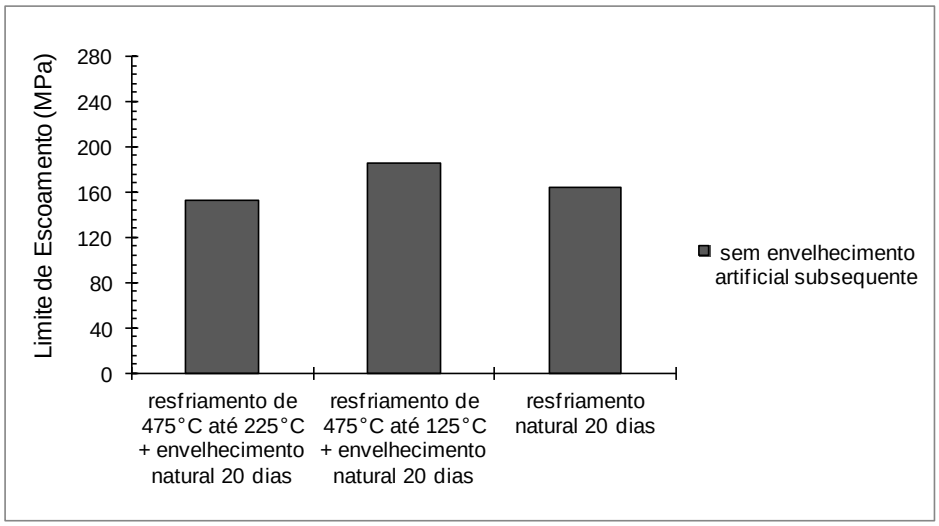
(b)

(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.
Fonte: Próprio autor.

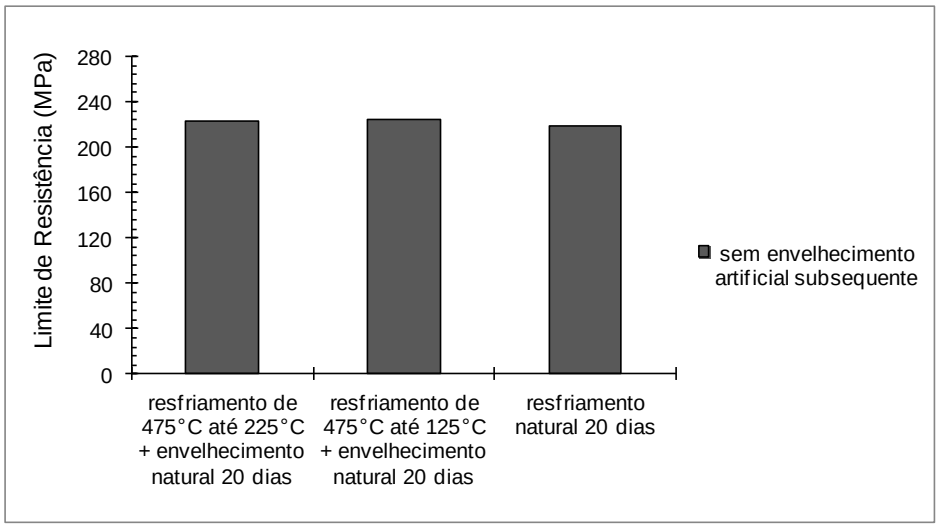
Nesse caso a elevação nos valores de limite de escoamento foi de aproximadamente 4% e 13,5% para 13 dias e 20 dias, respectivamente. Por outro lado, o resfriamento natural até a temperatura ambiente, com análise tanto após 13

dias como após 20 dias, em geral resultou na ocorrência de resistência mecânica (observada tanto em termos de limite de escoamento como em termos de limite de resistência) inferior às demais situações avaliadas nessa etapa. Por fim, a variação do tempo de envelhecimento natural não levou a mudanças consideráveis nos resultados.

Figura 5.15 - Resistência mecânica dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição no "carrossel" - resfriamento a partir de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 20 dias.



(a)



(b)

(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.
Fonte: Próprio autor.

Considerando os resultados da liga de alumínio submetida posteriormente ao tratamento T5, nessa etapa do trabalho apenas para o tempo de análise de 13 dias, verifica-se que tanto para o limite de escoamento, como para o limite de resistência, foram verificadas elevações nos valores médios obtidos, para as três situações avaliadas. Nota-se que o limite de escoamento com o tratamento T5 aumentou cerca de 27% para a liga submetida ao resfriamento brusco (nas duas condições) e 30% para o material resfriado de maneira natural. Já o limite de resistência foi elevado de 13%, 14,5% e 18% nas situações similares.

Mais uma vez, similarmente ao que ocorreu na etapa anterior do presente trabalho, a análise microestrutural conduzida não permitiu notar possíveis alterações na estrutura da liga com a realização do tratamento término.

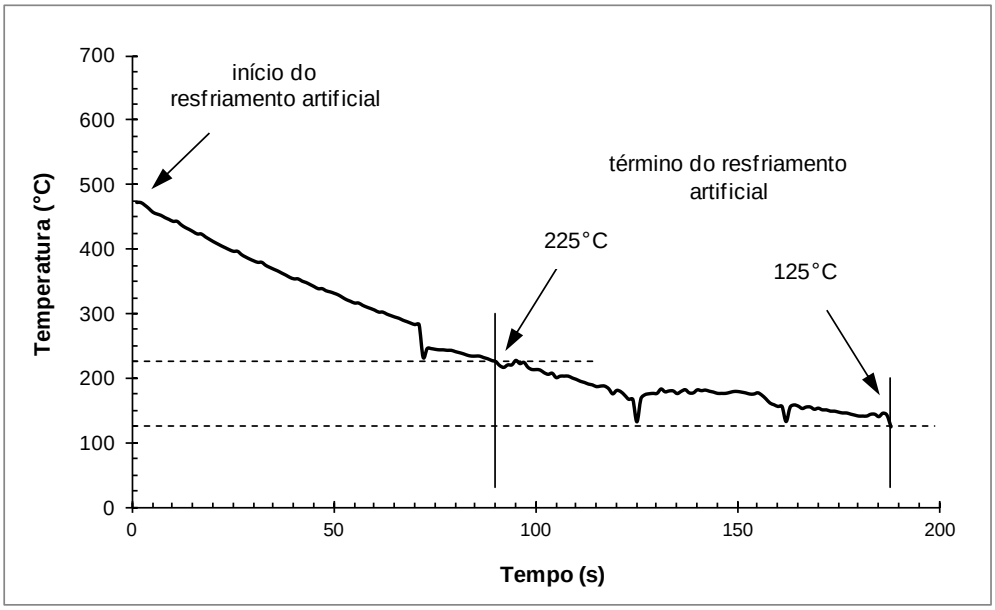
Confrontando os resultados de propriedades obtidos na “ilha” e no “carrossel”, para as situações nas quais o resfriamento artificial foi iniciado à temperatura de 475°C e finalizado a 225°C, com ou sem a realização de tratamento de envelhecimento artificial T5 posterior, observa-se que não houve mudança acentuada quanto aos limites de escoamento e de resistência. Observa-se que as condições nas quais a resistência mecânica foi mais elevada foram aquelas com término de resfriamento artificial a 125°C, o que não foi avaliado para a fundição conduzida na “ilha”.

5.3 Resultados Relacionados ao Processo de Fundição Realizado em "Laboratório"

5.3.1 Curvas de resfriamento da liga de alumínio A319 durante a solidificação e composição química - fundição em "laboratório"

Na Figura 5.16 é mostrada, como exemplo, a curva de resfriamento da liga de alumínio produzida em "laboratório". Nesse caso, verifica-se que, para a situação na qual o resfriamento artificial se deu até 225°C, o tempo necessário foi de aproximadamente 90s, equivalendo a uma velocidade de cerca de 2,78°C/s. Para a condição na qual o resfriamento artificial se deu a partir de 475°C até 125°C, o tempo necessário foi de 188s, levando a uma velocidade média de 1,86°C/s.

Figura 5.16 - Curvas de resfriamento (exemplo) da liga de alumínio A319 no processo de fundição em "laboratório" - resfriamento a partir de 475°C até 225°C e 125°C.



Fonte: Próprio autor.

No sistema de resfriamento do teste em laboratório, pode ser verificado que a curva é distinta daquelas para os outros sistemas de resfriamento. Essa diferença está relacionada à perda de calor latente durante a abertura do molde, que se deu de forma manual, e à retirada da peça, também manual, seguida do resfriamento artificial que, nesse caso, foi conduzido apenas com um ventilador.

A composição química (% em peso) da liga de alumínio empregada para a fabricação do material em "laboratório" é mostrada na Tabela 5.9. Verifica-se que, em comparação com o material metálico utilizado na produção dos cabeçotes de motor na "ilha" e no "carrossel", esses resultados são ligeiramente distintos.

Tabela 5.9 - Composição química (% em peso) da liga de alumínio para o processo de fundição em "laboratório".

elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
% em peso	7,400	0,594	3,120	0,410	0,297	0,463	0,124	balanço

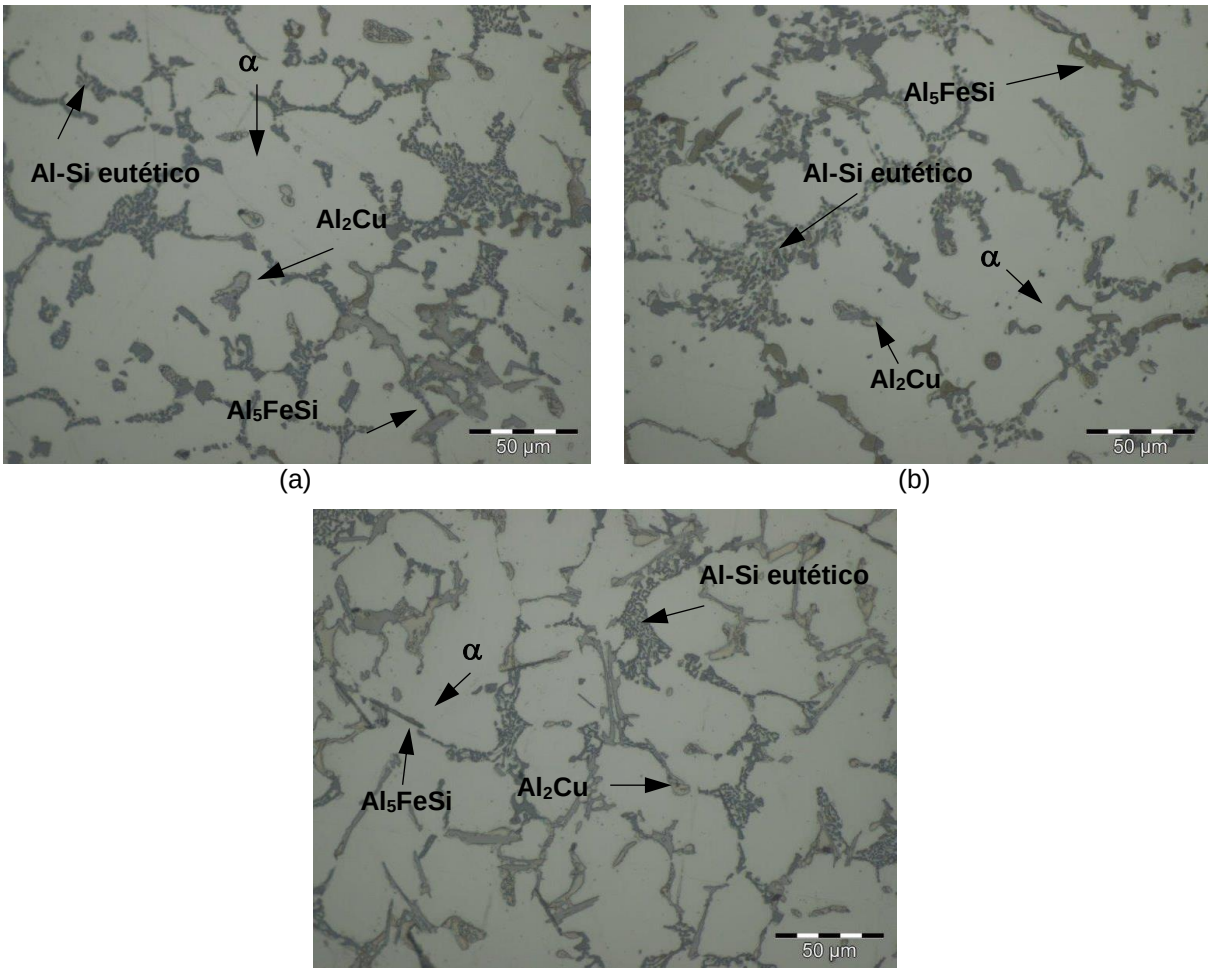
Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Microestrutura da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório"

Nas Figuras 5.17 e 5.18 são apresentadas as imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura da liga de alumínio A319 fundida em laboratório. Observa-se a presença do Al-Si eutético e dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi, similarmente ao que foi verificado nas etapas anteriores.

Na Tabela 5.10 são mostrados os resultados referentes aos valores médios e desvios do sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório". Verifica-se, novamente, similaridade de resultados tanto nas condições de tratamento térmico consideradas nessa etapa do trabalho como em relação às demais avaliadas.

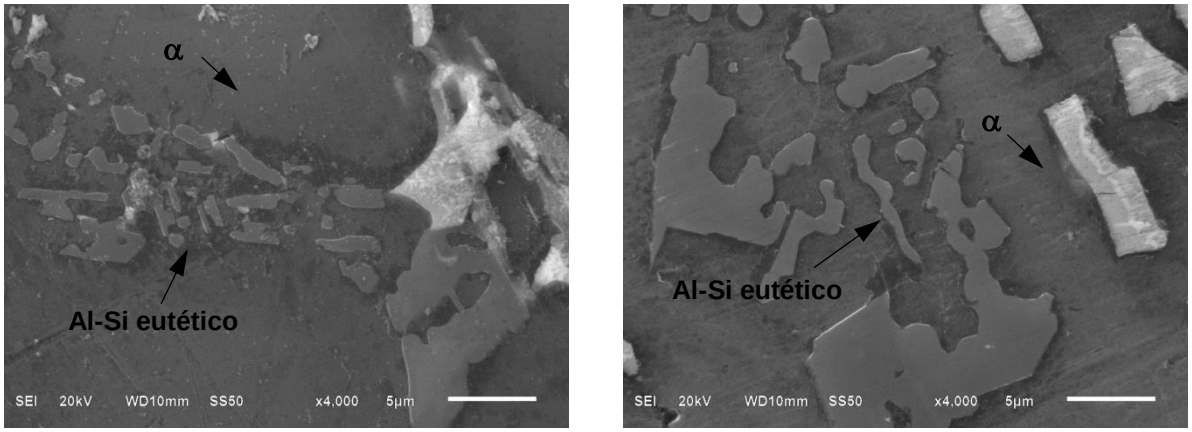
Figura 5.17 - Imagens da microestrutura (MO) desenvolvida na liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 2 dias.



(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após 2 dias, (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e análise após 2 dias e (c) resfriamento natural até a temperatura ambiente e análise após 2 dias.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.18 - Imagens da microestrutura (MEV) desenvolvida na liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C, com análise após 2 dias.



(a) (b)

(a) resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C e análise após 2 dias e (b) resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C e análise após 2 dias.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.10 - Valores de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS dos cabeçotes de motor da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório".

Amostra	sDAS (μm)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 2 dias.	19 ± 2
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 2 dias.	17 ± 2
resfriamento natural após 2 dias	18 ± 4

Fonte: Próprio autor.

5.3.3 Propriedades mecânicas da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório"

Na Tabela 5.11 e na Figura 5.19 são mostrados os resultados obtidos nos ensaios de tração da liga de alumínio A319 fundida em laboratório. Verifica-se que, similarmente ao que foi observado para o processo conduzido no “carrossel”, a redução na temperatura de fim do resfriamento artificial e início do envelhecimento natural levou a uma elevação na resistência mecânica do material.

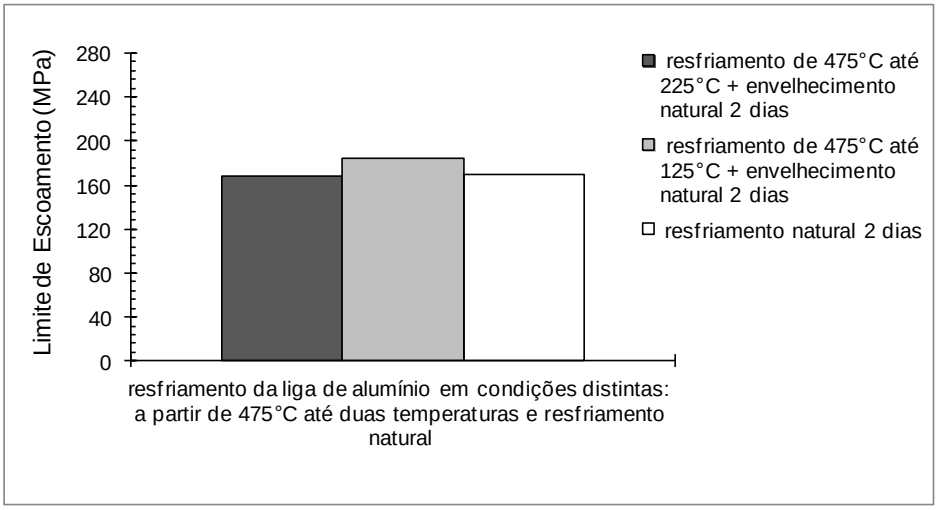
Analisando as propriedades mecânicas dos testes em laboratório, verifica-se que os resultados apresentados são relativamente próximos aos resultados dos cabeçotes de motor fabricados nas estruturas “ilha” e “carrossel”.

Tabela 5.11 - Valores de limite de escoamento e de limite de resistência da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir da temperatura de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural.

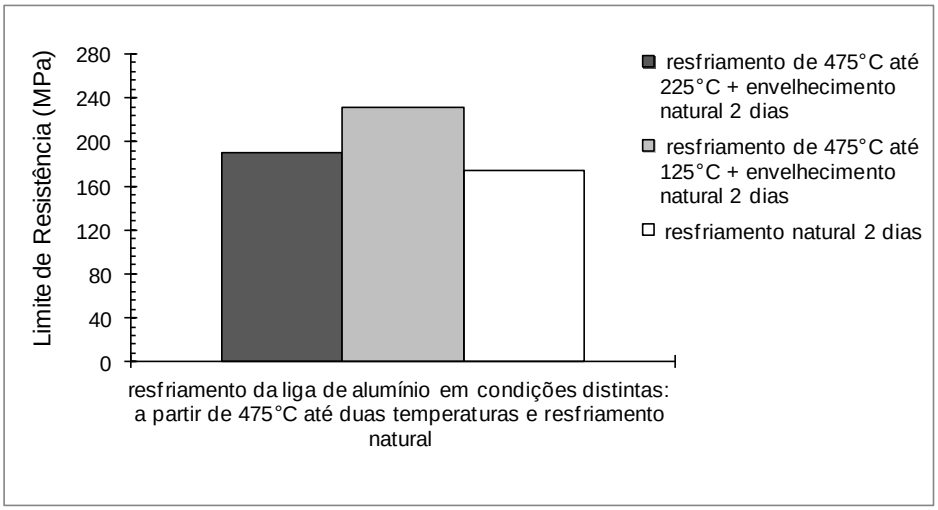
Amostra - sem tratamento térmico subsequente	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
resfriamento brusco a partir de 475°C até 225°C com análise após 2 dias.	168 ± 4	190 ± 4
resfriamento brusco a partir de 475°C até 125°C com análise após 2.	184 ± 2	231 ± 6
resfriamento natural com análise após 2 dias	167 ± 1	173 ± 3

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.19 - Resistência mecânica da liga de alumínio A319 após fundição em "laboratório" - resfriamento a partir de 475°C até uma dada temperatura e envelhecimento natural por 2 dias.



(a)



(b)

(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

- Os sistemas de resfriamento artificial foram desenvolvidos e acoplados às duas estruturas de âmbito industrial nas quais os cabeçotes de motor foram fabricados. Diferentes curvas de resfriamento foram obtidas de acordo com a estrutura empregada na fabricação dos componentes.
- A microestrutura desenvolvida na liga de alumínio mediante os processamentos térmicos diversos investigados no trabalho não foi afetada de forma significativa, sendo composta de Al-Si eutético e dos precipitados Al_2Cu e Al_5FeSi. Possivelmente, para as situações nas quais as propriedades mecânicas foram alteradas, as técnicas empregadas em conjunto com as ampliações não foram adequadas para a verificação dos compostos, dado às suas reduzidas dimensões. De forma similar, os resultados de espaçamento entre os braços dendríticos secundários sDAS foram semelhantes, inclusive comparando o material fundido na “ilha” e no “carrossel”, mesmo que as taxas de resfriamento na solidificação tenham sido ligeiramente distintas.
- A alteração da temperatura de início de resfriamento artificial não levou a modificações significativas tanto nos valores de limite de escoamento como de limite de resistência, similarmente ao que ocorreu para o tempo de envelhecimento natural. Por outro lado, alterações na temperatura de fim do resfriamento artificial e início do resfriamento natural levaram a modificações na resistência mecânica da liga de alumínio. Nesse caso, a menor temperatura promoveu maior resistência mecânica. O emprego do tratamento térmico subsequente de envelhecimento artificial resultou no aumento da resistência mecânica do material, mais acentuado que a condição descrita anteriormente.
- Com exceção das curvas de resfriamento, em termos de microestrutura e de propriedades, não foram verificadas diferenças pronunciadas na operação conduzida "ilha" ou no "carrossel".

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL – Associação Brasileira de Alumínio. **Fundamentos e aplicações do alumínio**. São Paulo: ABAL, 2007. 68p.

ABAL – Associação Brasileira de Alumínio. **Extrusão e guia técnico do alumínio**. São Paulo: ABAL, 2011. 3 ed. 216p.

ANTUNES, R.A.; OLIVEIRA, M. C. L. Materials selection for hot stamped automotive body parts: an application of the Ashby approach based on the strain hardening exponent and stacking fault energy of materials. **Materials and Design**, v.63, p. 247-256, 2014

ASM. American Society for Metals, Metals-Handbook : **Properties and selection of metals**. USA:ASM. International, v.1, 1961.p. 1762.

ASTM. ASTM B-917/B917M-11: Standard practice for heat treatment of aluminum alloys-alloy castings from all processes. United States, 2011.

ASTM. E8/E8M-15a: Standard test methods for tension testing of metallic materials. United States, 2015.

CAMPBELL, J. **Castings**: the new metallurgy of cast metals. 2. ed. Birmingham: Elsevier, 2003. 337p.

COUTINHO, T. A. **Metalografia de não ferrosos**. São Paulo: Edgard Blücher, 1980. 128 p.

DAVIS, Joseph. R. **Aluminum and aluminum alloys**. 6 ed. Ohio: ASM International, 2007. 784p.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

DJURDJEVIĆ, M.; ODANOVIĆ, Z.; PAVLOVIĆ-KRSTIĆ, J. Melt quality control at aluminum casting plants. **Metallurgical & Materials Engineering**, v. 16, n. 1, p. 63-76, 2010.

ELLIOTT, Roy. **Eutectic solidification processing**: Crystalline and glassy alloys. Bodmin: Butterworths & Co, 1983. 370p.

ELSEBAIE.; O.; MOHAMED.; A.M.; SAMUEL.;F.H.; AL-AHMARI.; A.M.A..; The role of alloying additives and aging treatment on the impact behavior of 319 cast alloys. **Materials and Design,** v.32, p.3205-3220,2011.

ELGALLAD.; E.M..; SHEN.; P.; ZHANG.; Z.; CHEN.; X.-G.; Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AA2618 DC cast alloy. **Materials Design and Materials & Design ,** p.133-140, April. 2014

GARCIA, A. **Solidificação:** fundamentos e aplicações. 2. ed. Campinas: Unicamp, 2007. 391p.

GLICKSMAN, M. E. **Principles of solidification**: an introduction to modern casting and crystal growth concepts. New York: Springer, 2011. 530p.

HAN, Y.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H. W.; VALTIERRA, S.; SAMUEL, F.H. Optimizing the tensile properties of Al-Si-Cu-Mg 319-type alloys: role of solution heat treatment. **Materials and Design**, v.58, p. 426-438,2014

HIRSCH, J.; GOTTSTEIN, G.; SKROTZKI, B. **Aluminium alloys**: their physical and mechanical properties. New Jersey: Wiley-VCH, 2008, 2504 p.

KAUFMAN, J.G., **Introduction to aluminum Alloys and Tempers**. ASM American society for metals, International, 2000.

KIAUGA., A. M.; VIEIRA., E. A.; FERRANTE.; M. The influence o impurity level and tin addition on the ageing heat treatment of the 356 class alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 480, p. 5-16, 2008

LI.; Z.; SAMUEL.; A.M..; SAMUEL.; F.H..; RAVINDRAN.; C.; VATIERRA.; S.; DOTY.; H.W.; Parameters controlling the performance of AA319-type alloys Part I. Tensile properties. **Materials Science & Engineering A,** 367, p.96-109, 2003 , September . 2004

MAKHLOUF, M. M.; GUTHY, H. V. The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. Journal of light metals., n. 22, p.149-156, Worcester, Mar 2014

MANJUNATH, Patel G. C. et all. Investigation of squeeze cast process parameters effects on secondary dentrite arm spacing statiscal regression and artificial neural network models**. Elseviiers Ltda**., p. 149-156, India, Feb 2014

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

MOLINARI, Marta. Ligas de alumínio para fundição e influência dos elementos de liga. Joinville – SC. Labortech, 1997

REED-HILL, R. E. **Physical metallurgy principles**. 1982. 920p.

SHABANI.; M.; J.; EMANY, M.; NEMATI, N.; Effect of grain refinement on the microstructure and tensile properties of thin 319 Al castings. Materials and Design, v. 32, p. 1542-1547, 2011

SJOLANDER.; E.; SEIFEDDINE.; S.; The heat treatment of Al-Si-Mg casting alloys. **Journal of Materials Processing Technology,** p. 1249-1259, 2010.

TASH, M.; SAMUEL, F.H., MUCCIARDI, F.; DOTY, H. W., VALTIERRA.; S. Effect af metallurgical on the Machinability of Heat-Treated 356 and 319 Aluminum Alloys. **Materials Science and Engineering** A, v. 434, n. 1-2, p. 207-217, 2006.

TAYLOR John A. The effect of iron in Al-Si casting alloys. **Cooperative Research Center for metal Cast Metal Manufacturing (CAST),** University of Queensland, Brisbane, Australia, 2012.

TENEKEDJIEV, N.; MULAZIMOGLU, H.; CLOSSET, B.; GRUZLESKI, J. **Microstructure and thermal analysis of strontium-treated aluminum-silicon alloys.** Susan P. Thomas AFS, 1992. 81 p.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, S. **Handbook of aluminum**. Vol. 1: Physical metallurgy and processes. EUA: Marcel Dekker, 2003.

YANG.; C.L.; LI.; Y.B.; DANG.; B.; LU.; H.B.; LIU.; F.; Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A 356 alloy. **Science Direct and Transactions of Nonferrous Metals Society of China ,** p.3189-3196, January. 2015

YANG.;W.; J, S.; HUANG.; L.; SHENG.; X.; LI.; Z.; WANG, M. Initial precipitation and hardening mechanism during non-isothermal aging in an Al-Mg-Si-Cu 6005A alloy. **Materials Characterization**, v. 94, p.170-177, 2014

ZHANG, B.; GARRO, M.; TAGLIANO, C. Dendrite arm space in aluminum alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold. **Metallurgical Science and Technology,** v. 21, n. 1, p. 3-9, 2003.

ZOLOTOREVSKY, V. S.; BELOV, N. A.; GLAZOFF, M. V. **Casting aluminum alloys.** Pittsburgh: Elsevier, 2007. 530 p.

WENCHAO, Y.; SHOUXUN, J.; LANPING, H.; XIAOFEI, S.; ZHOU, L.; MINGPU, W. Initial precipitation and hardening mechanism during non-isothermal aging in an Al-Mg-Si-Cu 6005A alloy. **Science Direct ,** p.170-177, May. 2014