

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS
CAMPUS POÇOS DE CALDAS

FERNANDA LEITE ALMEIDA

**EFEITO DA ADIÇÃO DO ESTRÔNCIO NO TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE
ALUMÍNIO 6063**

Poços de Caldas/MG

2021

FERNANDA LEITE ALMEIDA

**EFEITO DA ADIÇÃO DO ESTRÔNCIO NO TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE
ALUMÍNIO 6063**

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Alfenas – *Campus* Poços de Caldas – MG. Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais. Orientador(a): Prof. Dr. (a) Neide Aparecida Mariano

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas
Biblioteca campus Poços de Caldas

Almeida, Fernanda Leite.

A447e Efeito da adição do estrôncio no tratamento térmico da liga de alumínio 6063 / Fernanda Leite Almeida. -- Poços de Caldas/MG, 2021. 98 f. --

Orientador(a): Neide Aparecida Mariano.
Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) –
Universidade Federal de Alfenas, campus Poços de Caldas, 2021.
Bibliografia.

1. Ligas de alumínio. 2. Estrôncio. 3. Ligas de alumínio –
Tratamento térmico. I. Mariano, Neide Aparecida. II. Título.

CDD – 620.11

FERNANDA LEITE ALMEIDA**EFEITO DA ADIÇÃO DO ESTRÔNCIO NO TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE ALUMÍNIO 6063**

A Banca examinadora abaixo-assinada aprova a Dissertação apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestra em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Desenvolvimento, caracterização e aplicação de materiais.

Aprovada em: 30 de junho de 2021

Profa. Dra. Neide Aparecida Mariano
Instituição: Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Crystopher Cardoso de Brito
Instituição: Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho

Profa. Dra. Erika Coaglia Trindade Ramos
Instituição: Universidade Federal de Alfenas



Documento assinado eletronicamente por **CRYSTOPHER CARDOSO DE BRITO, Usuário Externo**, em 09/08/2021, às 09:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Neide Aparecida Mariano, Presidente**, em 09/08/2021, às 11:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Erika Coaglia Trindade Ramos, Professor do Magistério Superior**, em 09/08/2021, às 11:51, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0571761** e o código CRC **99611590**.

AGADECIMENTOS

Primeiro gostaria de agradecer a Deus por me promover o dom da persistência e por me tornar uma pessoa que sempre busca pelo melhor de mim.

Também, quero deixar o meu agradecimento a todos os familiares, amigos e entidades que colaboraram com a minha caminhada para conclusão dessa etapa na minha vida. Aos meus pais, por me apoiarem cegamente em todas as decisões e por serem meu porto seguro nos momentos em que percebo que algumas dessas decisões não foram as melhores. Aos meus grandes amigos, Francis, João, Carmo e Fabio. Francis, por ser meu fiel amigo, que sempre escuta os meus receios e sabe sempre dizer as palavras certas. João, pelas conversas sinceras, conselhos sábios e parceria indispensável. Carmo, por confiar um dos seus pertences mais valiosos em mim, que é o seu imenso conhecimento técnico, e acreditar que eu sempre o usaria com muita sabedoria. Fabio, por acreditar no meu potencial, instigar a me arriscar mesmo sabendo que eu cometeria erros.

Sou muito grata a minha orientadora, Neide. Agradeço ao seu comprometimento com esse trabalho, pela sua paciência em relação a mim e por todas as orientações que foram indispensáveis para que eu pudesse conciliar tantos acontecimentos e que permitiram que eu as concluísse com sucesso.

Por fim, agradeço à Alcoa, UNIFAL, FAPEMIG, FAPESP, CNPq e FINEP pelo suporte educacional e financeiro. Sem essas entidades, esse trabalho não teria se consolidado.

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

RESUMO

A demanda de alumínio vem se tonando crescente nas últimas décadas devido sua ampla aplicabilidade em diversos setores industriais, principalmente pelo fato do alumínio e suas ligas apresentarem uma densidade relativamente baixa comparado com outras ligas metálicas. O objetivo deste trabalho foi caracterizar a influência do estrôncio no tratamento térmico de homogeneização de tarugos de alumínio nas ligas Al-Si-Mg. O tratamento térmico de homogeneização garante a redução de microsegregações e a transformação de intermetálicos da liga, melhorando o processo de deformação mecânica e diminuindo a formação de defeitos superficiais no perfil extrudado. Neste trabalho foi produzido em escala industrial lotes de tarugos da liga 6063 com e sem estrôncio e submetidos a tratamentos térmicos a 580°C nos tempos de 0 h, 1 h, 1,5 h, 2 h e 3 h, e resfriadas com ar forçado. A eficiência do estrôncio foi avaliada, pelos métodos de dissolução em banho estático e através da injeção de vergalhões de liga de estrôncio continuamente no banho. A análise de inclusões foi realizada através da metodologia PoDFA (*Porous Disc Filtration Analysis*), e os resultados mostraram pouca influência do estrôncio na perda de efetividade do refinador de grãos e conseqüentemente na geração de inclusões adicionais na liga produzida. Também foi medido a dureza das ligas e observou-se que o estrôncio não influenciou nos valores obtidos. Foram realizadas análises metalográficas, as quais apontaram a não influência do tamanho do tamanho de grãos e segregação inversa em função do tempo do tratamento térmico. Entretanto, a transformação intermetálica é melhorada com o tempo de exposição do metal ao tratamento térmico e com a adição de estrôncio na liga. As análises por calorimetria exploratória diferencial (DSC) mostraram que a adição do estrôncio não influenciou na transformação da estrutura dos precipitados das ligas.

Palavras-chave: liga de alumínio 6063, estrôncio, homogeneização, intermetálicos.

ABSTRACT

The demand for aluminum has been growing in recent decades due to its wide applicability in several industrial sectors, mainly due to the fact that aluminum and its alloys have a relatively low density compared to other metallic alloys. The aim of this work was to characterize the influence of strontium in the heat treatment of homogenization of aluminum billets in Al-Si-Mg alloys. The homogenization heat treatment guarantees the reduction of microsegregations and the transformation of alloy intermetallics, improving the mechanical deformation process and reducing the formation of surface defects in the extruded profile. In this work, batches of billets from alloy 6063 with and without strontium were produced on an industrial scale and subjected to heat treatments at 580°C in the periods of 0 h, 1 h, 1.5 h, 2 h and 3 h, and cooled with forced air. The strontium efficiency was evaluated by the dissolution methods in a static bath and through the injection of strontium alloy rods continuously in the bath. The inclusion analysis was performed using the PoDFA (Porous Disc Filtration Analysis) methodology, and the results showed little strontium influence on the loss of effectiveness of the grain refiner and consequently on the generation of additional inclusions in the produced alloy. The hardness of the alloys was also measured and it was observed that strontium did not influence the values obtained. Metallographic analyzes were performed, which pointed out the non-influence of the size of the grain size and inverse segregation as a function of the time of the heat treatment. However, the intermetallic transformation is improved with the time of exposure of the metal to the heat treatment and with the addition of strontium in the alloy. Differential scanning calorimetry (DSC) analyzes showed that the addition of strontium did not influence the transformation of the alloy precipitate structure.

Keywords: aluminum 6064 alloys, strontium, homogenization, intermetallic.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma dos processos de produção de alumínio.....	17
Figura 2 - Classificação de ligas de alumínio	18
Figura 3 - Representação esquemática de liga de alumínio-cobre	19
Figura 4 - Diagrama de fases da liga Alumínio-cobre	20
Figura 5 - Solidificação da liga de alumínio da série 6000, na forma de tarugo	23
Figura 6 - Fluxograma do processo de fabricação de tarugos de alumínio	23
Figura 7 - Teor de inclusões na liga 3104 durante o descanso do metal	27
Figura 8 - Representação esquemática do processo de degaseificação rotativo....	29
Figura 9 - Distribuição de temperatura em lingotes durante solidificação em DC casting.....	31
Figura 10 - Imagem de trinca em tarugo de alumínio.....	32
Figura 11 - Distribuição de tarugos em um forno batelada de homogeneização	34
Figura 12 - Curva de temperatura do tratamento térmico de homogeneização	35
Figura 13 - Solubilidade de elementos de ligas no alumínio em função da temperatura	37
Figura 14 - Ciclo térmico das etapas de solidificação até o envelhecimento de perfis da liga série 6xxx.....	39
Figura 15 - Micrografia da zona da superfície extrema de um tarugo da série 6xxx .	41
Figura 16 - Microestrutura de uma amostra da liga 6060.....	43
Figura 17 - Microestrutura de uma amostra da liga 6082 com intermetálico α -AlFeSi escrita chinesa	43
Figura 18 - Esquema de potencial de formação de fases intermetálicas em função da forma da solidificação	44
Figura 19 - Evolução da microestrutura da liga 6082 submetida a tratamento térmico de homogeneização, temperatura de encharque a 580°C	46
Figura 20 - Diagrama de fase quase binário da liga Al-Mg-Si indicando zonas de transição importantes.....	47
Figura 21 - Impacto do excesso de Si e Mg na linha solvus do diagrama de fase binário da liga 6063	48
Figura 22 - Curvas esquemáticas T-T-T para precipitação de Mg_2Si em AA6063	49
Figura 23 - Curvas de DSC de amostras das ligas de alumínio 6xxx.....	50
Figura 24 - Micrografia da liga Al-6,5Si-42Zn-xSr, obtida por MEV	52

Figura 25 - Correlação de dureza, temperatura e tempo de homogeneização em amostra de tarugo da liga 6060	56
Figura 26 - Correlação de dureza, temperatura e tempo de homogeneização em amostra de tarugo da liga 6060	57
Figura 27 - Diagrama de blocos referente a metodologia geral do trabalho.....	58
Figura 28 - Diagrama de blocos do processamento das ligas.....	60
Figura 29 - Esquema das etapas de preparação dos tarugos.....	61
Figura 30 - Representação esquemática da amostragem de um tarugo.....	62
Figura 31 - Localização da posição das medidas de dureza.....	64
Figura 32 - Representação esquemática de amostragem de tarugo.....	65
Figura 33 - Eficiência do estrôncio em banho de alumínio estático em função do tempo	67
Figura 34 - Teor de estrôncio em função do tempo para as metodologias de adição por injeção contínua e banho estático.....	68
Figura 35 - Representação esquemática da posição que as amostras foram retiradas para as análises dos lotes da liga 6063 com e sem estrôncio	72
Figura 36 - Micrografia de inclusões da liga 6063 sem estrôncio, lote 1, amostra 3 .	74
Figura 37 - Micrografia de inclusões da liga 6063 com estrôncio.....	75
Figura 38 - Valores de dureza (HB), em função do tempo do tratamento térmico das ligas 6063 com e sem estrôncio	77
Figura 39 - Micrografia obtida por microscopia ótica da segregação inversa da liga 6063 sem tratamento térmico	78
Figura 40 - Micrografia por microscopia ótica para análise de tamanho de grãos da liga 6063 sem Sr	80
Figura 41 - Micrografia por microscopia ótica para análise de tamanho de grãos da liga 6063 com Sr	81
Figura 42 - Variação da média de tamanhos de grãos para lotes de 6063 com e sem Sr em períodos de tratamento térmico distintos	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades e aplicações das ligas de alumínio trabalháveis	21
Tabela 2 - Propriedades mecânicas de ligas trabalháveis e tratáveis termicamente	22
Tabela 3 - Efeito dos elementos de liga nas ligas de alumínio.....	24
Tabela 4 - Propriedades de anti-ligas e melhores práticas de adição no banho de alumínio	25
Tabela 5 - Dependência da temperatura na solubilidade do hidrogênio em alumínio líquido para pressões de 1 atm.....	28
Tabela 6 - Nomenclatura referente à condição de tratamento termomecânico ou a têmpera.....	38
Tabela 7 - Designação dos sufixos numéricos para tempera T das ligas trabalháveis e tratáveis termicamente	38
Tabela 8 - Efeito mecânico em perfis da liga 6063 submetidos a diferentes têmperas	38
Tabela 9 - Características típicas de intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi	43
Tabela 10 - Fases de precipitados de Mg e Si nas ligas de alumínio da série 6XXX	49
Tabela 11 - Efeito de Sr nas propriedades mecânicas de ligas envelhecidas.....	53
Tabela 12 - Inclusões e suas respectivas descrições	55
Tabela 13 - Limites de composição química dos lotes produzidos (em % massa)....	60
Tabela 14 - Áreas de coleta de amostras.....	65
Tabela 15 - Composição química da liga 6063 sem estrôncio, lote 1. (em % massa)	70
Tabela 16 - Composição química da liga 6063 com estrôncio, lote 2. (em % massa)	71
Tabela 17 - Comparativo da composição química média das ligas 6063 com e sem estrôncio. (em % massa).....	72
Tabela 18 - Análises de inclusões da liga 6063 sem estrôncio, lote 1	73
Tabela 19 - Análises de inclusões da liga 6063 com estrôncio, lote 2	73
Tabela 20 - Medidas de dureza do lote da liga 6063 sem estrôncio, em Brinell (HB)	76
Tabela 21 - Medidas de dureza do lote da liga 6063 com estrôncio, em Brinell (HB)	76

Tabela 22 - Medidas da segregação inversa da liga 6063 sem tratamento	78
Tabela 23 - Medidas de tamanhos de grãos	82
Tabela 24 - Transformação de fases intermetálicas da liga 6063 sem Sr	86
Tabela 25 - Transformação de fases intermetálicas da liga 6063 com Sr	86

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

1XXX	Série de alumínio 1000
2XXX	Série de alumínio 2000
3XXX	Série de alumínio 3000
4XXX	Série de alumínio 4000
5XXX	Série de alumínio 5000
6XXX	Série de alumínio 6000
7XXX	Série de alumínio 7000
8XXX	Série de alumínio 8000
9XXX	Série de alumínio 9000
α	Alfa
μm	Microns
θ	Teta
%	Porcentagem
+	Adição
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius
$^{\circ}\text{F}$	Graus Fahrenheits
AA	<i>Aluminum Association</i>
Al	Alumínio
$\text{Al}(\text{OH})_3$	Hidróxido de alumínio
Al_2O_3	Alumina
$\text{AlO}(\text{OH})$	Óxido de hidróxido de alumínio
Al-Si-Mg	Liga da série 6000
atm	Atmosfera
C	Carbono
Ca	Cálcio
Casting	Processo de solidificação de tarugos de alumínio
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
cm	Centímetros
Cu	Cobre
CuAl_2	Fase de alumínio e cobre
CuAl_3	Fase de alumínio e cobre.

F	Flúor
Fe	Ferro
g	Gramas
g	Unidade de aceleração
GP	Guinier-Preston
h	Horas
HB	Brinell
HF	Ácido fluorídrico
hrs	Horas
HV	Vickers
Kg	Quilogramas
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg	Magnésio
min	Minutos
min	Mínimo
max	Máximo
mm	Milímetro
Mn	Manganês
mol	Molar
nm	Nanômetro
O	Oxigênio
PoDFA	Porous Disc Filtration Analysis
ppm	Parte por milhão
Si	Silício
Solidus	Linha de transição da fase líquida para fase sólida no diagrama de fases.
Solvus	Linha de transição para fase de solubilidade de elemento de liga no diagrama de fases.
Sr	Estrôncio
T	Temperatura
t	Tempo
Ti	Titânio
T-T-T	Curva de tratamento térmico
V	Vanádio
β	Beta

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	A OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO METÁLICO E CLASSIFICAÇÃO DE SUAS LIGAS	16
2.2	FABRICAÇÃO DE TARUGOS DE ALUMÍNIO	22
2.2.1	Composição química	24
2.2.2	Limpeza	26
2.2.3	Solidificação	30
2.2.4	Tratamento térmico de homogeneização	33
2.2.5	Processamento	36
2.3	CARACTERIZAÇÃO DA SÉRIE 6XXX	39
2.3.1	Microestrutura	39
2.3.2	Influência do estrôncio na microestrutura da liga de alumínio	51
2.3.3	Inclusões	54
2.3.4	Propriedades mecânicas	56
3	MATERIAIS E MÉTODOS	58
3.1	EFICIÊNCIA DE ESTRÔNCIO	59
3.2	PREPARAÇÃO DE LIGAS E ANÁLISE QUÍMICA	59
3.3	PROCESSAMENTO DO TARUGO	61
3.4	AMOSTRAGENS	62
3.5	TRATAMENTO TÉRMICO	63
3.6	ANÁLISES QUÍMICAS	63
3.7	ANÁLISE DE INCLUSÕES	63
3.8	MEDIDAS DE DUREZA	64
3.9	ANÁLISE METALOGRÁFICA	64
3.10	ANÁLISES TÉRMICAS	65
4	RESULTADOS E DICUSSÕES	67
4.1	EFICIÊNCIA DE ESTRÔNCIO	67
4.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	69
4.3	ANÁLISE DE INCLUSÕES	72
4.4	ANÁLISES DE DUREZA	76
4.5	MICROSCOPIA ÓTICA	77

4.5.1	Segregação inversa	77
4.5.2	Tamanho de grãos	79
5	CONCLUSÃO	90
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	91
7	REFERÊNCIAS	92

1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm cada vez mais ganhado espaço no mercado pelas suas propriedades e aplicações diversificadas. O alumínio é abundante na crosta terrestre, o que torna sua exploração e transformações viáveis economicamente; além de baixo ponto de fusão e baixa densidade em relação a outros metais o torna mais visado para desenvolvimento de perfis estruturais e peças automobilísticas e aeroespaciais; e dependendo da liga produzida, esta pode alcançar resistência mecânica superior ao aço estrutural (MACHADO; GONÇALVES, 2017)

Ao comparar as séries das ligas de alumínio, as ligas da série 6XXX possuem vantagens em suas propriedades gerais que as classificam como maior potencial comercial e têm uma importância no mercado de extrusão (podendo obter resistência mecânica superior ao aço estrutural (MACHADO; GONÇALVES, 2017).

O tratamento térmico de homogeneização dos tarugos garante a redução de microsegregações e a transformação de intermetálicos da liga, tornando o processo de deformação mecânica mais fácil e diminuindo a chance de formação defeitos superficiais no perfil extrudado (SAMARAS; HAIDEMENOPOULOS, 2007).

No processo de homogeneização os tarugos são submetidos a uma determinada temperatura por um certo período a fim de promover as devidas diluições e transformações de fases intermetálicas. Como esperado, esse processo exige um alto consumo energético, e o fato de a energia elétrica ser continuamente valorizado no cenário mundial, o assunto abordado se torna uma oportunidade de estudo.

Estudos apresentam o estrôncio como um modificador de tamanho e morfologia de fases intermetálicas na estrutura do alumínio, e, além disso, a combinação desse elemento com o manganês pode promover a diminuição de tamanho das fases β AlFeSi e evita a formação de intermetálicos alfa-script que pode causar danos superficiais ao perfil extrudado (ASHTARI; TEZUKA; SATO, 2004).

Este trabalho teve como objetivo a redução do tempo de homogeneização em tarugos das ligas Al-Si-Mg através da adição de estrôncio sem o comprometimento da qualidade do produto e realizar as caracterizações microestrutural e mecânica das ligas com e sem estrôncio.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 A OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO METÁLICO E CLASSIFICAÇÃO DE SUAS LIGAS

As ligas de alumínio vêm sendo estudadas e empregadas em diversas aplicações desde o século 19, e desde essa época reconhecia-se a importância do metal no mercado diante algumas de suas propriedades que o torna tão versátil. O fato de o alumínio ter uma baixa densidade, alta resistência a corrosão, boa condutividade elétrica, entre outras características, o torna vantajoso para aplicações nos ramos de transporte, elétrico, embalagem, civil, alimentício e automobilístico (ASHKENAZI, 2019).

A obtenção do alumínio metálico depende de uma série de etapas preliminares, entretanto o minério que garante o início de todo o processo é a bauxita. O minério, que compõe entre uma série de compostos o $\text{AlO}(\text{OH})$ e $\text{Al}(\text{OH})_3$, sofre um processo de purificação, mais conhecido como processo Bayer.

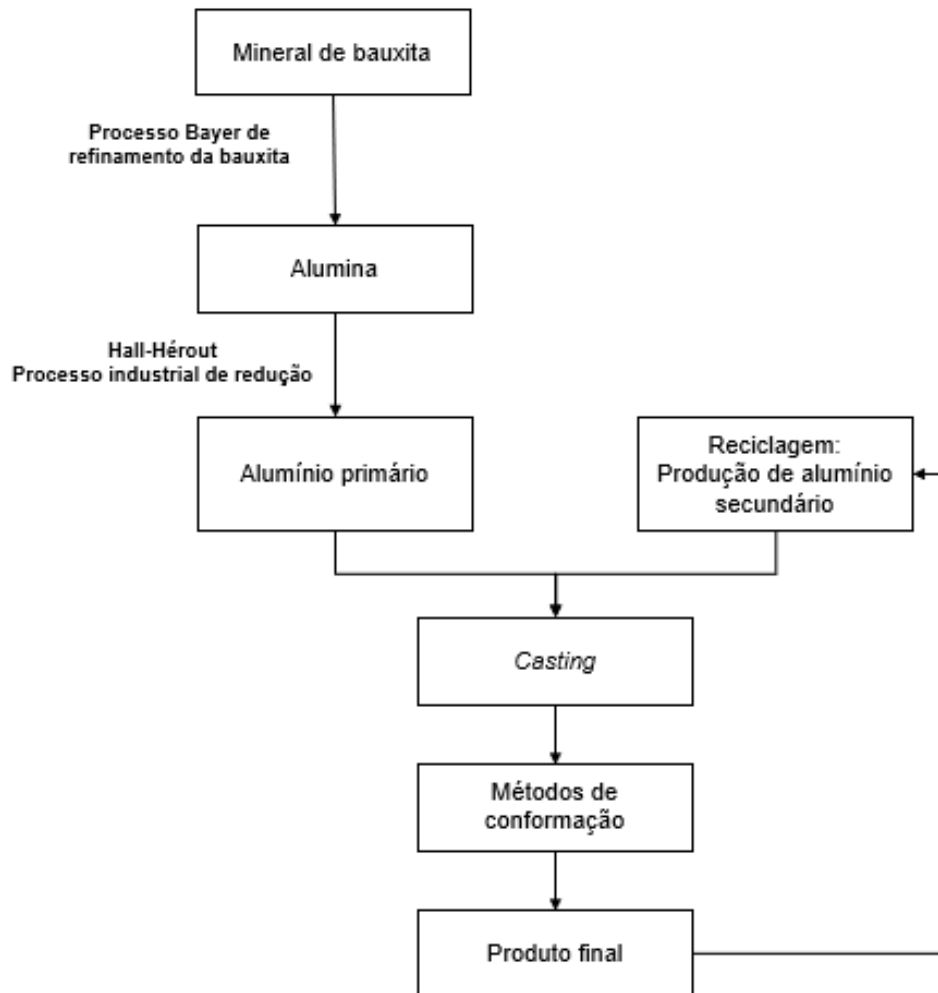
A alumina (Al_2O_3) gerada como produto é submetida a um processo de redução (Hall–Héroult), o qual garante a formação do alumínio metálico. Após a obtenção do alumínio líquido, este pode ser tratado e conformado dependendo da aplicação desejada (SILVA FILHO; ALVES; MOTTA, 2007).

Nas últimas décadas, algumas das propriedades do alumínio e seu baixo valor de mercado contribuíram como incentivo para promover a reciclagem de sucatas de alumínio. A reciclagem dispensa as fases de purificação do minério de bauxita e processo Hall–Héroult, o que reduz cerca de 95% do consumo energético e minimiza a geração de resíduos (ASHKENAZI, 2019), a Figura 1 representa as principais etapas do processo de produção de alumínio.

Na perspectiva metalúrgica, o alumínio forma uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), em seu estado puro é reconhecido pela baixa dureza e alta ductilidade, e possui uma alta relação resistência mecânica e peso. Portanto, é possível produzir ligas de alumínio de alta resistência mecânica já que há uma ampla faixa de valores de resistência possível (MACHADO; GONÇALVES, 2017).

Para tanto, alguns elementos de liga como cobre, magnésio, manganês, silício, zinco e estanho são comumente adicionados ao alumínio a fim de promover uma liga mais resistente mecanicamente.

Figura 1 - Fluxograma dos processos de produção de alumínio



Fonte: Adaptado de Ashkenazi, 2019.

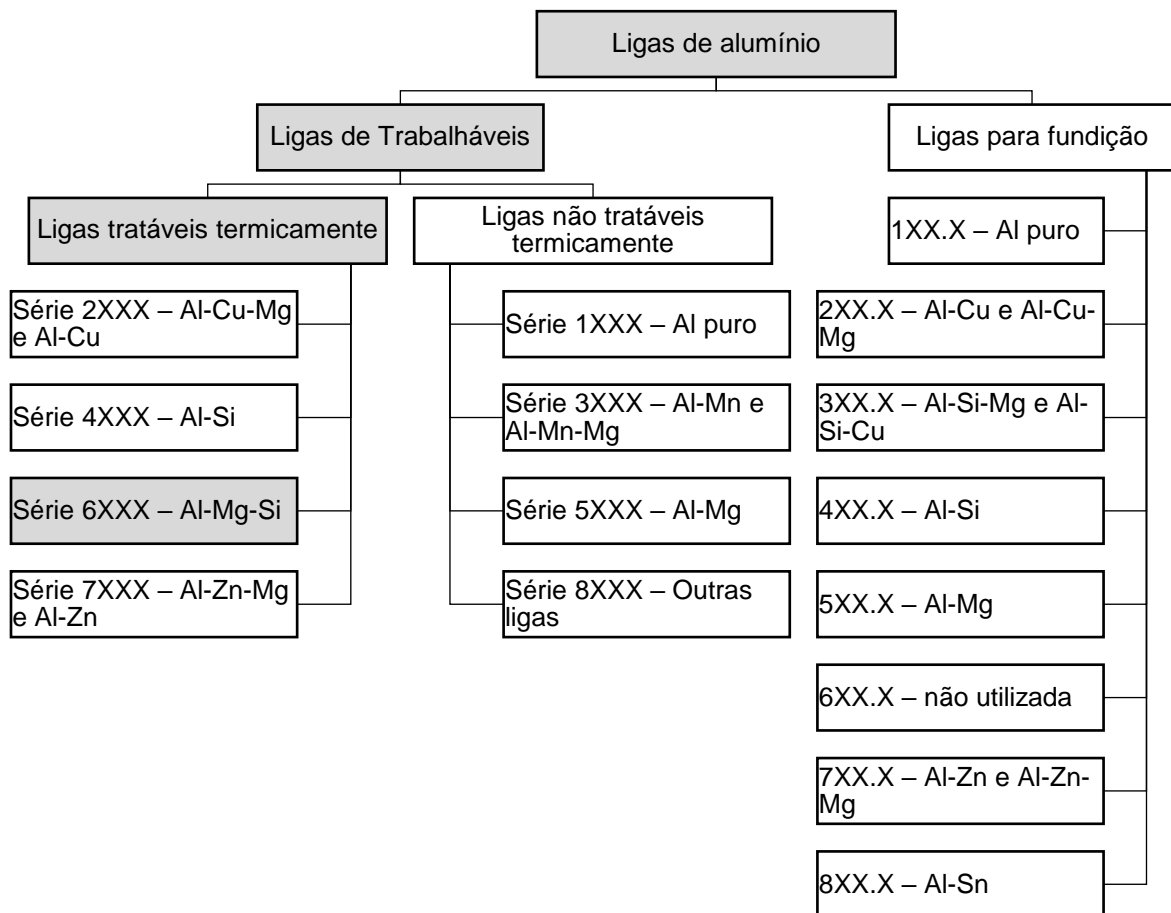
A forma com que cada elemento de liga impacta na resistência mecânica da liga de alumínio depende de alguns fatores metalúrgicos. Por isso, as ligas de alumínio foram segmentadas em dois grandes grupos: ligas trabalháveis e ligas para fundição (CAPELÔA, 2018), conforme mostra a Figura 2.

O primeiro grupo diz respeito às ligas produzidas através de *casting* e posteriormente sofrem interferências mecânicas para serem conformadas e conquistar uma aplicabilidade. Ou seja, o produto fabricado a partir do *casting* sofre

uma posterior extrusão, usinagem, forjamento, laminação ou estampagem a fim de originar produtos como perfis, folhas, placas, e outros artigos.

O segundo grupo, as ligas de fundição conquistam seus estados de produtos finais após processos mecânicos a quente ou a frio (ASHKENAZI, 2019).

Figura 2 - Classificação de ligas de alumínio



Nota: Os blocos destacados em cinza se referem à Liga em estudo.

Fonte: Adaptado de Machado e Gonçalves (2017).

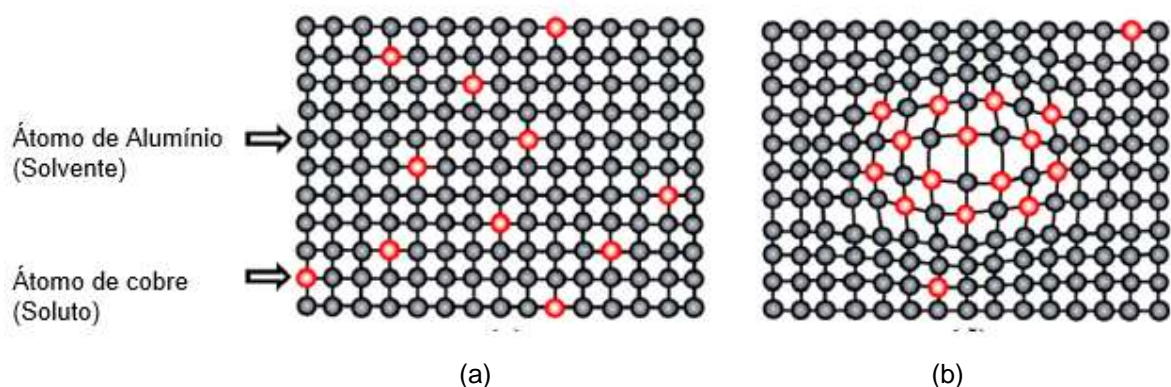
Entre as ligas trabalháveis, existem oito séries que são classificadas como tratáveis termicamente ou não tratáveis termicamente. As ligas não tratáveis termicamente são endurecidas através de deformações plásticas da liga. Já ligas tratáveis termicamente têm as propriedades mecânicas otimizadas através da precipitação de elementos de liga (MACHADO; GONÇALVES, 2017).

As ligas tratáveis termicamente exige que o metal se exponha as etapas de solubilização, resfriamento e envelhecimento. Para que as ligas sejam elegíveis ao grupo das ligas tratáveis termicamente, é preciso que duas condições sejam atendidas: é importante que um componente seja consideravelmente solúvel a outro componente e que o limite de solubilidade decresça com a redução de temperatura (ASHKENAZI, 2019; MACHADO; GONÇALVES, 2017).

Dessa forma, é possível solubilizar os elementos de liga na matriz de alumínio e após um tratamento térmico de envelhecimento controlado, pode-se precipitar fases que desempenham uma função endurecedora, já que se cria distorções no retículo cristalino (ASHKENAZI, 2019; MACHADO; GONÇALVES, 2017).

As Figuras 3a e 3b mostram de forma esquemática o comportamento do elemento de liga cobre em uma matriz de alumínio em decorrência de tratamento térmico de envelhecimento. Quando um teor inferior a 7% (em peso de cobre) é adicionado ao alumínio em temperaturas superior a linha *solvus* e inferior a linha *solidus*, pode formar a solução sólida (α), conforme mostra o diagrama de fases apresentados nas Figuras 4a e 4b (ASHKENAZI, 2019; MACHADO; GONÇALVES, 2017).

Figura 3 - Representação esquemática de liga de alumínio-cobre



Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019).

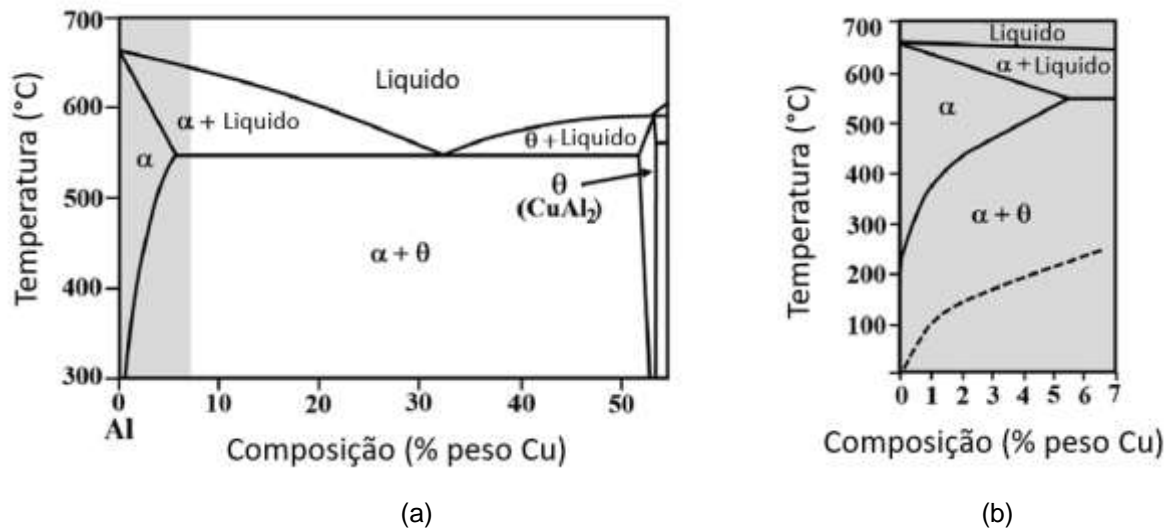
Legenda: (a) Solução sólida homogênea e supersaturada.

(b) formação de fase coerente de CuAl_3 dentro da matriz de alumínio.

Através de um resfriamento rápido, a solução sólida se mantém, mesmo que saturada no retículo cristalino e não-estável. Quando essa liga é submetida a uma temperatura suficiente para garantir energia para difusão dos átomos, iniciam-se a formação da fase CuAl_3 (conhecida como fase θ) na matriz de alumínio. A

aglomeração controlada dessa fase secundária distorce o retículo cristalino suficientemente para garantir maior resistência mecânica à liga (ASHKENAZI, 2019; MACHADO; GONÇALVES, 2017).

Figura 4 - Diagrama de fases da liga Alumínio-cobre



Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019).

Legenda: (a) Diagrama Al e Cu.

(b) diagrama com o teor máximo de cobre em 7% (em peso).

A Tabela 1 mostra de forma geral algumas propriedades e aplicações das ligas trabalháveis e a Tabela 2 se refere a um estudo comparativo das propriedades mecânicas de algumas ligas convencionais de ligas trabalháveis e tratáveis termicamente.

Ligas da série 6xxx são focos do presente trabalho, e além das aplicações mencionadas na Tabela 1, é importante destacar que a demanda dessas ligas tem crescido nos últimos anos para aplicações no setor automobilístico e estrutural devido a boa resistência mecânica associada a resistência a corrosão e baixa densidade (ABREU, 2012; JAYAGANTHAN, 2011).

Ademais, as ligas da série 6xxx têm sido amplamente pesquisadas devido a sua alta resistência a escoamento e resistência a tração final resultantes do mecanismo de endurecimento (MANOJ GUPTA et al., 2010).

Os elementos de liga responsáveis por promover as funções de endurecimento das ligas dessa série são principalmente o silício e magnésio. A concentração de cada um desses elementos varia em média de 0,4% e 1,2%. É comum que em algumas

ligas, também se considere a adição de pequenas porções de manganês, cobre e cromo (ALTENPOHL, 1982).

Tabela 1 - Propriedades e aplicações das ligas de alumínio trabalháveis

Série	Principal elemento de liga	Propriedades	Aplicações
1xxx	Teor de alumínio entre 98,8% e 99,99%	Excelente resistência à corrosão, boa condutividade elétrica e térmica, boa trabalhabilidade.	Alumínio puro comercial (não tratado pelo calor), aplicações elétricas, cabos e tanques.
2xxx	Cobre (tratável termicamente)	Alta resistência e tenacidade. Pode ser reforçado por tratamento térmico em solução	Aeronaves, peles de aeronaves, construções de aeronaves, câmara de foguetes, peças de satélite, vigas e placas de blindagem.
3xxx	Manganês (não tratável termicamente)	Boa trabalhabilidade combinada com moderada força.	Utensílios de cozinha, latas de bebidas de alumínio, painéis e chapas trapezoidais para sistemas de cobertura.
4xxx	Silício (tratável termicamente)	Quantidades suficientes de silício reduzem a fusão ponto de alumínio	Materiais de enchimento para soldagem de ligas da série 6xxx para indústrias automotivas e aplicações estruturais.
5xxx	Magnésio (tratável termicamente)	Alta resistência, excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos e boa soldabilidade.	Chapas de alumínio, indústrias automotivas, aplicações marítimas, aplicações militares, vasos de pressão, tanques de armazenamento, aplicações de construção civil, incluindo pontes.
6xxx	Magnésio e silício (não tratável termicamente)	Alta resistência, boa soldabilidade, boa trabalhabilidade e excelente resistência à corrosão.	Aeronaves, construções de aeronaves, construção de navios, aplicações militares, chapas de alumínio, indústrias automotivas e aplicações estruturais.
7xxx	Zinco (tratável termicamente)	Resistência muito alta e boa tenacidade à fratura.	Aeronaves, aeronaves, aplicações automotivas, aplicações militares, construções, acessórios, engrenagens e eixos.
8xxx	Ferro e silício (tratável termicamente)	Alta resistência, rigidez e boa conformabilidade.	Aeronaves e aplicações militares.
9xxx	Não utilizada	Alta resistência.	Não utilizada atualmente.

Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas de ligas trabalháveis e tratáveis termicamente

Liga de alumínio	Limite de escoamento (MPa/mm ²)	resistência mecânica máxima (MPa)	Dureza Vickers (HV)
2011-T3	295	380	95
2024-T3	345	485	137
2024-T351 (tempera)	345	485	-
6061 (L)	342	365	121
6061 (T)	326	352	125
7050-T7451	275	310	107
7075-76 (tempera)	455	510	162
7075-T7351	505	572	175
7075-T7351	391	505	155
7079-T651	502	572	-

Nota: L= direção longitudinal; T= direção transversal. O limite de escoamento foi determinado com deslocamento de 0,2% e a dureza foi medida com carga de 200 g-force

Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019).

O processo de endurecimento da liga não ocorre apenas com a adição do balanço correto de elementos de liga, é preciso submeter o produto acabado (perfil, vergalhão, lâminas, e outros produtos) ao processo de solubilização e envelhecimento. As ligas da série 6XXX são usualmente envelhecidas a temperaturas que variam entre 140°C e 185°C (ALTENPOHL, 1982).

2.2 FABRICAÇÃO DE TARUGOS DE ALUMÍNIO

Muitas aplicações das ligas da série Al-Si-Mg exigem que o metal seja solidificado na forma de tarugos para posterior extrusão, conforme mostra a Figura 5, com diâmetro e comprimento variável, os quais dependem da aplicação da liga.

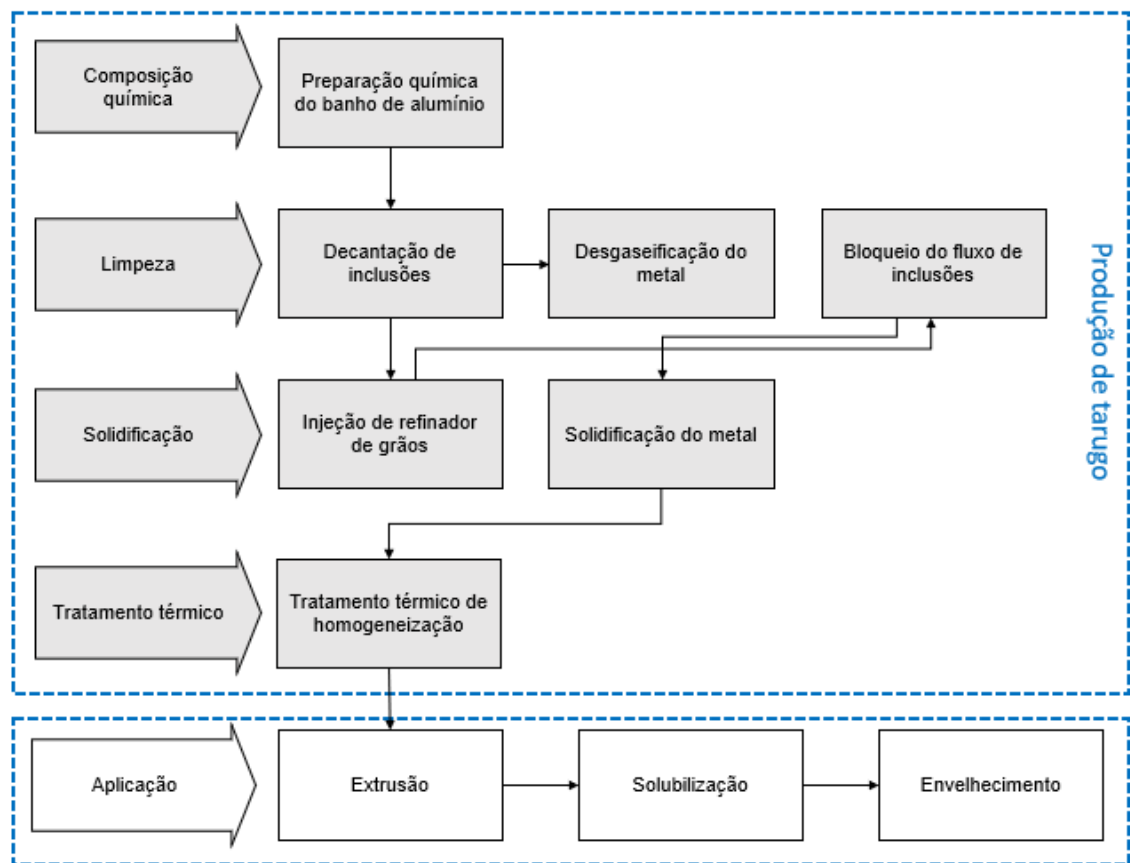
Para que tarugos das ligas de alumínio estejam preparados para serem extrudadas, uma série de processos deve ser realizados, atendendo diversos parâmetros. A Figura 6 apresenta as etapas do processo de produção de tarugo, desde sua preparação química até o tratamento térmico dos perfis extrudados.

Figura 5 - Solidificação da liga de alumínio da série 6000, na forma de tarugo



Fonte: Do autor.

Figura 6 - Fluxograma do processo de fabricação de tarugos de alumínio



Fonte: Do autor.

2.2.1 Composição química

Ainda no estado líquido, anti-ligas devem ser adicionadas ao banho de alumínio, para que dessa forma a composição do metal atenda a especificação química ideal para a aplicação desejada.

Conforme mencionado, cada série é composta por elementos de liga principais que colaboram com propriedades específicas de cada produto e garante diferentes aplicabilidades. A Tabela 3 exemplifica algumas funções de determinados elementos de liga no alumínio.

Tabela 3 - Efeito dos elementos de liga nas ligas de alumínio

Elemento de liga	Efeitos
Cobre	Aumento da resistência e da dureza com a adição de até 12% deste elemento. Gera à liga boas propriedades mecânicas a temperaturas elevadas, porém diminui a resistência à corrosão.
Silício	Valores crescentes de Si até o ponto eutético aumentam a fluidez e a resistência mecânica da liga, diminuindo a fragilidade a quente a contração do material.
Magnésio	Aumento do limite de resistência e dureza além do aumento na resistência à corrosão e excelente usinabilidade juntamente com boa resistência ao impacto.
Zinco	Confere ao alumínio excelente limite de resistência e ductilidade à temperatura ambiente, por outro lado, aumenta a susceptibilidade à corrosão sob tensão.

Fonte: Adaptado de Bradaschia (1998).

A adição de anti-ligas no metal deve ser realizada de forma que se consiga aproveitar ao máximo o seu rendimento, uma vez que a dissolução das ligas no alumínio varia com o tempo de residência, temperatura, miscibilidade, densidade e outros fatores. A Tabela 4 exibe de forma generalizada as propriedades de algumas anti-ligas no banho de alumínio.

Diante as poucas propriedades apresentadas de algumas das anti-ligas mais usuais aplicadas no processo produtivo de alumínio, é fácil pressupor que o comportamento no banho tem suas particularidades e as melhores práticas de adição variam de liga para liga.

Tabela 4 - Propriedades de anti-ligas e melhores práticas de adição no banho de alumínio

Propriedades / Anti-liga	Magnésio	Silício	Ferro	Manganês	Cromo
Ponto de fusão (°C)	650	1410	1536	1245	1875
Densidade (g/cm ³)	1,73	2,33	7,87	7,44	7,19
Forma	Lingotes	Pedras	Briquetes/ tablets/ flocos	Briquetes/ tablets	Briquetes/ tablets
Pureza (%)	100	100	75 a 100	75 a 80	75 a 80
Temp. de adição no banho (°C)	705 a 732	732 a 760	705 a 732	705 a 732	705 a 732
Propriedades / Anti-liga	Titânio	Estrôncio	Zinco	Cobre	Boro
Ponto de fusão (°C)	1668	768	419	1083	2030
Densidade (g/cm ³)	4,54	2,60	7,13	8,94	2,34
Forma	Tablets / Waffle	Waffle / vergalhão	Placas	Tablets	Waffle
Pureza (%)	10 a 100	3 a 10	100	80 a 100	75 a 80
Temp. de adição no banho (°C)	> 732	705 a 732	705 a 732	719 a 748	705 a 732

Fonte: Adaptado de Alcoa Primary Metals (2008).

As barras de magnésio, por exemplo, quando adicionadas ao banho de alumínio tem o potencial de dissolução rápido, entretanto o magnésio oxida rapidamente e por isso não deve estar exposto a superfície do banho já que não é desejado a formação de grandes quantidades de óxidos de alumínio.

Esse composto, quando exposto ao banho por longos períodos e perante alta temperatura e pressão forma outro composto conhecido como espinel, partícula extremamente duras que se presente em produtos finais que serão posteriormente processados mecanicamente podem quebrar os ferramentais do equipamento de processamento (SINDEL, 1990).

Em processos que exigem um alto teor de magnésio, como produções das ligas 5XXX é comum que o processo adote procedimentos de adição de sais escorificantes que contém cloreto de magnésio em sua composição para combinar com o óxido de

magnésio e proporcionar a sua remoção através de uma escumagem efetiva (GOMES, 2013).

Anti-ligas como ferro, manganês, cromo e titânio compartilham de procedimentos parecidos na adição: devem ser adicionados ao banho líquido, aguardar absorção por pelo menos 10 minutos para então realizar a mistura do metal. As anti-ligas de manganês e cromo podem decantar no fundo do forno dependendo da quantidade adicionada.

O boro merece atenção especial quando adicionado, já que esse elemento se combina com o titânio e vanádio e precipita no forno. Em alguns processos, quando se tem vanádio e titânio como contaminantes, o boro é adicionado propositalmente para que os contaminantes não prejudiquem o processo (NUNES et al., 2014).

Na produção de tarugos da série 6XXX, por exemplo, um teor de 10 ppm de boro no forno já pode acarretar a geração de trinca em tarugos. Com a finalidade de reduzir o teor de boro na composição química do alumínio, faz-se o processo contrário: adiciona-se ao metal anti-ligas de titânio, proporcionando a geração de TiB_2 , composto que decanta no forno (NUNES et al., 2014).

Por último, o estrôncio também merece uma maior atenção no procedimento de sua adição ao alumínio. Estudos realizados em campo mostram que os Waffle de estrôncio não possuem uma eficiência alta quando submetidos a um processo estático.

2.2.2 Limpeza

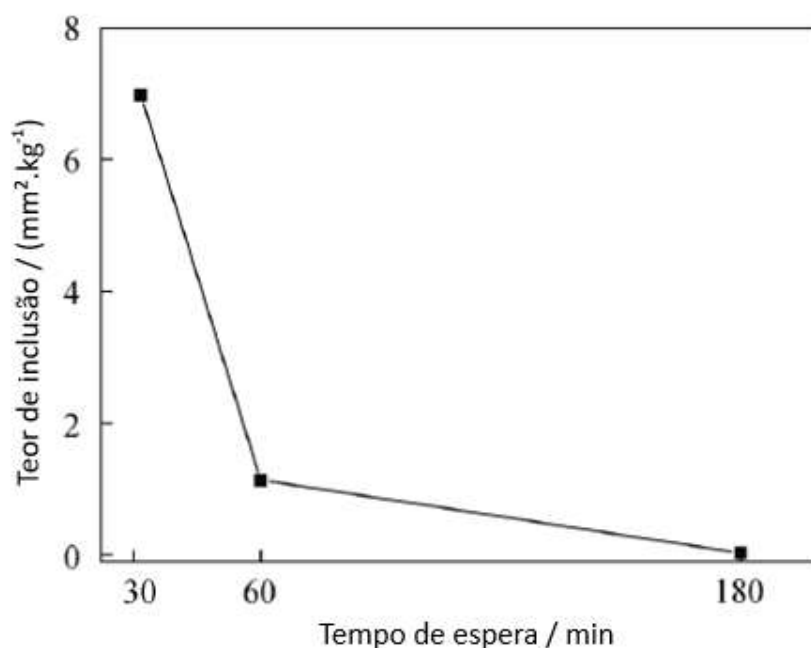
Uma vez que o metal esteja preparado quimicamente, iniciam-se os processos de limpeza para que finalmente o metal seja solidificado na forma de tarugos. Esses processos de limpeza certificam que compostos como carbetos, MgO , espinel, Al_4C_4B , AlB_2 , AlB_{12} , $Ca_3(PO_4)_2$, $TiAl_3$, Al_2O_3 , CaO , SiO_2 , $TiVB_2$, refratários, gás hidrogênio e alcalinos estejam presentes nos tarugos (ABB BOMEM, 2017).

A presença de inclusões nos tarugos pode afetar tanto a deformação plástica durante a extrusão, quanto a qualidade superficial do perfil extrudado. Além disso, o próprio tarugo pode ter propriedades mecânicas comprometidas dependendo da quantidade e composição das inclusões. (JARADEH; CARLBERG, 2012).

O processo de limpeza pode ser segmentado em três fases: decantação de inclusões, desgaseificação e bloqueio de fluxo de inclusões. A decantação ou flotação de inclusões pode ser realizada no forno, é usada para evitar que grandes inclusões geradas nos fornos sejam arrastadas para os processos seguintes, correndo o risco de se infiltrar no produto final. Portanto, o metal no forno não deve ter interferências externas, que provoque a sua movimentação, por um determinado período. Dessa forma, quando o metal for direcionado para os próximos processos, há menor possibilidade de formação de inclusões (GOMES, 2013).

A Figura 7 mostra o estudo realizado por Xiao-Xiong Luo et al. (2016) em relação a influência do tempo de espera do metal em função do teor de inclusões. Estima-se, que o tempo de 30 minutos de descanso colabora na precipitação de inclusões maiores que 100 μm (GOMES, 2013).

Figura 7 - Teor de inclusões na liga 3104 durante o descanso do metal



Fonte: Adaptado de Xiao-Xiong Luo et al. (2016).

A desgaseificação é a etapa do processo de limpeza do metal que promove a diminuição do teor de hidrogênio gasoso no metal e alguns alcalinos. A temperatura do alumínio é proporcional a dissolução de hidrogênio no metal, portanto quanto mais alta a temperatura do metal, maior a possibilidade de dissolução desse gás no alumínio, conforme apresentado na Tabela 5 (TALBOT; ANYALEBECHI, 1988).

Tabela 5 - Dependência da temperatura na solubilidade do hidrogênio em alumínio líquido para pressões de 1 atm

TEMPERATURA (°C)	SOLUBILIDADE, S/S° (≡ M/M°)			
	Valores replicados			Mediana
670	0,62	0,69	-	0,66
700	0,92	0,94	0,93	0,93
750	0,25	1,31	-	1,28
800	1,63	1,68	-	1,66
850	1,82	1,97	1,89	1,89

Nota: S° = Valor padrão de solubilidade do gás hidrogênio em 1cm³, medido em 0°C e 1 atm; m° = valor padrão de molalidade igual a 8,93 x 10⁻⁴ mol kg⁻¹

Fonte :Adaptado de Talbot e Anyalebechi (1988).

O fato de o gás estar dissolvido na matriz do alumínio impacta na formação de poros durante a solidificação destes, causando defeitos nos perfis gerados durante a extrusão do tarugo (TALBOT; ANYALEBECHI, 1988).

Além de defeitos gerados no produto devido à presença excessiva de gás hidrogênio no alumínio, a presença de alcalinos como sódio, lítio e cálcio impactam na performance do processo produtivo de tarugos, na solidificação do metal e performance dos perfis processados dos tarugos (PERRELLA, 2007).

Os álcalis, além de aumentar a oxidação do metal líquido, o que favorece a geração excessiva de borra e formação de inclusões, diminui a fluidez de metal líquido durante o processo de vazamento para posterior conformação do metal e em grandes proporções pode afetar na formação de trincas durante a solidificação de tarugos (PERRELLA, 2007).

Estudos também mostraram que concentrações de sódio menores que 7 ppm são capazes de deteriorar as superfícies de perfis de alumínio. Esse mesmo elemento, em concentrações equivalentes a 15 ppm pode aumentar a formação de *pick ups* e superfície rugosas em perfis. Alguns experimentos também mostraram que o lítio em concentrações superiores a 8 ppm pode causar formação de riscos em superfícies de perfis de alumínio anodizados (PERRELLA, 2007).

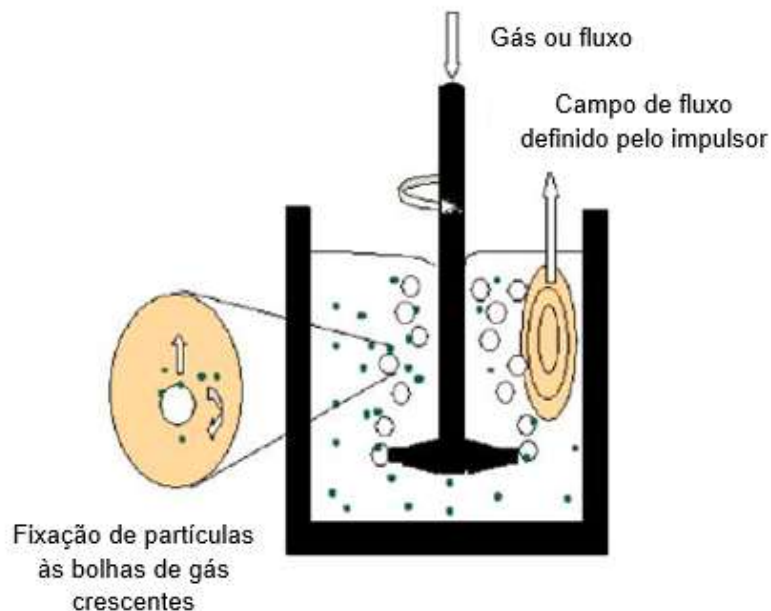
Para evitar a dissolução de hidrogênio, alcalinos e outras partículas indesejáveis (como carbetos, boretos e óxidos) em grandes proporções, é comum utilizar desgaseificadores nos processos fabris, sendo eles rotatórios em caixa ou em linha. Em ambos os modelos, o conceito principal é que gases ou fluxos se

encarreguem em conduzir o hidrogênio, alcalinos e outras partículas para a superfície do metal líquido, os aderindo à escória que pode ser posteriormente removida.

Os modelos dos desgaseificadores rotatórios em caixa são os mais usuais no mercado. Esses modelos envolvem um caixa que fica acoplada à calha de metal líquido (Figura 8), e mantém esse metal por um período de residência suficiente que permite que hidrogênio, alcalinos e outras partículas possam ser reduzidos em até 80% (eficiência depende de fatores como tecnologia, rotação aplicada, insumos considerados, turbulência gerada e dimensionamento da caixa).

Para que esse fenômeno ocorra, gases ou fluxos são inseridos ao metal líquido através de um rotor que gira em uma frequência constante e permite que pequenas bolhas sejam espalhadas por toda abrangência da caixa. O hidrogênio, alcalinos e outras partículas difundem-se nas bolhas dispersadas e são arrastados para a superfície do metal. Geralmente, utilizam-se gases inertes como argônio e nitrogênio e gases reativos como cloro e flúor nesse processo de desgaseificação (WARKE; SHANKAR; MAKHLOUF, 2005)

Figura 8 - Representação esquemática do processo de desgaseificação rotativo



Fonte: Adaptado Warke, Shankar e Makhlof (2005).

Já os desgaseificadores em linha dispensam o uso das caixas, portanto o fluxo de metal é contínuo. A vantagem do segundo modelo é que se evita a formação de

lastro na caixa, que deveria ser drenado para evitar contaminações da produção seguinte caso o modelo de solidificação seja em batelada.

Entretanto, essa tecnologia pode ter uma desvantagem em relação a eficiência de remoção de alcalinos, particulados e hidrogênio já que o tempo de residência do metal na caixa é um agravante para o aumento de possibilidade de contato das bolhas dos compostos desgaseificadores com os compostos que se desejam remover.

A última etapa de limpeza de metal tem como finalidade evitar que inclusões de pequenas dimensões sejam introduzidas nos tarugos, durante a solidificação do metal. Existem diversas tecnologias que podem ser utilizadas com essa intenção, mas no setor fabril, o filtro cerâmico é o mais frequente.

Esse filtro consiste em uma caixa cerâmica que possui orifícios de até 100 ppi (pixel por polegada) seguindo trajetórias irregulares. O tamanho do orifício determina o nível de limpeza desejado, ou seja, quanto menor o orifício, mais impurezas o filtro é capaz de reter, e menos inclusões são direcionadas para o interior dos tarugos. (KENNEDY, 2013)

2.2.3 Solidificação

A técnica de solidificação impacta diretamente na performance do produto gerado devido às possibilidades de variações da microestrutura. Duas técnicas podem ser citadas como referências nesse setor metalúrgico: solidificação por molde e *Direct Chill casting*, mais conhecido como *DC casting*. É claro que dentre essas tecnologias existem as suas variações (ALTENPOHL, 1982).

Na tecnologia de molde, o alumínio líquido é despejado em moldes de aço, e o metal é solidificado gradualmente. Durante esse processo é comum a formação de rechupes, cavidades que podem abranger até 7% do volume do lingote solidificado na superfície central do produto (ALTENPOHL, 1982).

Para atender uma aparência padrão, essas cavidades são preenchidas com metal líquido para uma nova solidificação. De forma geral, as ligas de alumínio hipoeutetóides têm as suas áreas de segregação inversa maiores quando impostas a uma solidificação mais lenta, isso ocorre porque elementos de liga tendem a solidificar perto da superfície (ALTENPOHL, 1982).

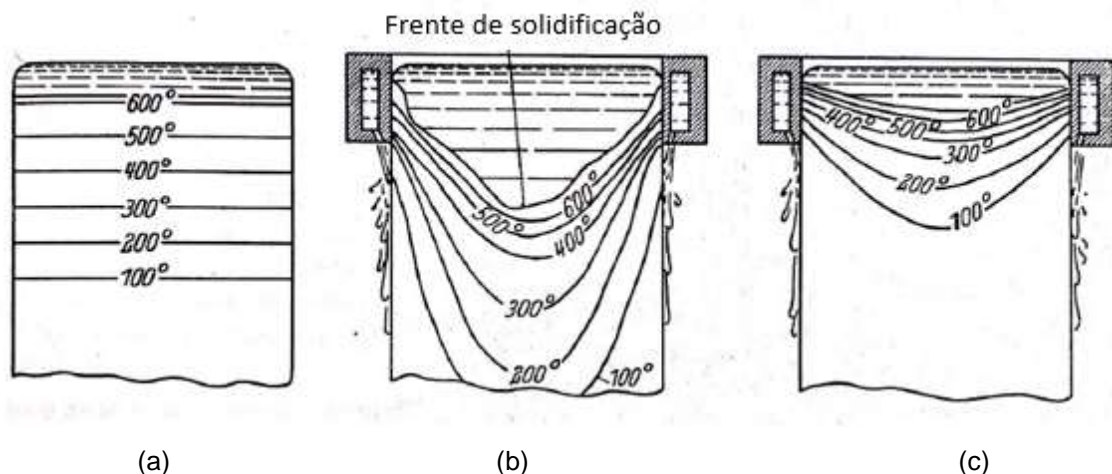
A técnica mencionada desempenha uma solidificação lenta, portanto promove uma maior segregação dos elementos de liga. Uma vez que a distribuição dos elementos de ligas não é uniforme nessa técnica, não se espera que as propriedades adquiridas estejam atendendo a mesma proporção das ligas que foi adicionada (ALTENPOHL, 1982).

Para proporcionar uma maior homogeneidade de distribuição de elementos de liga na matriz do alumínio, ou seja, minimizar a formação de segregações, utiliza-se as técnicas de *DC casting*. Essa técnica promove que a solidificação seja feita de forma mais rápida já que se forma uma frente de solidificação plana conforme exibido na figura 9 (ALTENPOHL, 1982).

A solidificação por DC casting consiste no enchimento de metal líquido em um molde resfriado com água encaixado em um bloco base geralmente de aço. Quando o metal preenche uma certa altura dessa estrutura, o bloco base é rebaixado em uma velocidade constante (ALTENPOHL, 1982).

Uma casca de alumínio sólida é formada quando o alumínio líquido entra em contato com o molde, e assim que o metal atravessa o molde esse sofre uma contração. Em seguida, um jato de água é injetado em toda a circunferência do tarugo, o que promove um resfriamento rápido do tarugo (ALTENPOHL, 1982).

Figura 9 - Distribuição de temperatura em lingotes durante solidificação em DC casting.



Fonte: Adaptado de Altenpohl (1982).

Legenda: (a) Situação ideal para ausência de *stress*.

(b) velocidade média de solidificação.

(c) velocidade lenta de solidificação.

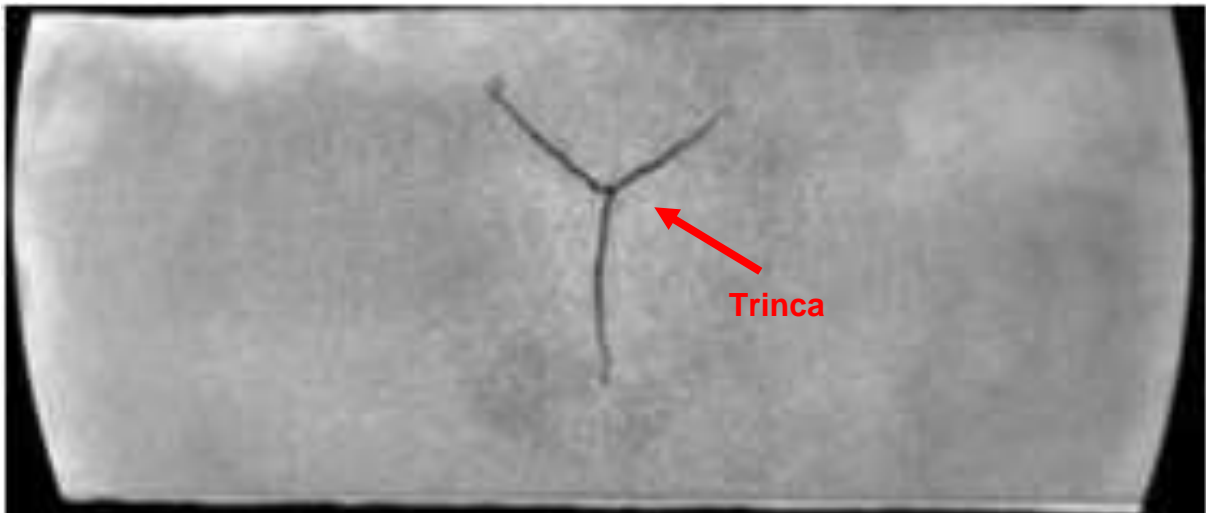
Ao contrário da primeira tecnologia apresentada, a formação de segregações é menor em *DC casting*, pois o tempo de diluição sólida é minimizado consideravelmente, já que o resfriamento é rápido e controlado (ALTENPOHL, 1982).

Um tarugo de boa qualidade demanda que o tamanho dos grãos seja uniforme e relativamente pequenos, na ordem de 200 μm . Para tal, refinadores de grãos são usualmente adicionados antes da última etapa de limpeza do metal. Os refinadores de grãos são adicionados em uma taxa controlada a fim de proporcionar o tamanho ideal dos grãos.

O excesso de injeção de refinador de grão pode refinar os grãos além do ideal, além disso, dependendo do refinador utilizado, eles podem se aglomerar formando inclusões (esse é um dos motivos que o filtro cerâmico é posicionado após a injeção de refinadores de grãos) (LI et al., 2016). Já a injeção de refinadores de grãos reduzida pode impactar na geração de trinca do tarugo, conforme apresentado na Figura 10.

Esse fenômeno ocorre porque a solidificação do metal se inicia nas extremidades do tarugo, onde o metal líquido se encontra a superfície do molde.

Figura 10 - Imagem de trinca em tarugo de alumínio



Fonte: Perrella (2007, p. 32).

Como o interior do tarugo é a última área a ser solidificada, a quantidade de refinador de grãos é reduzida, e o alumínio tem a tendência de contrair no estado sólido, há a formação de vazios no interior do tarugo, o que pode ser identificado como trinca.

Caso haja geração de trinca por falta de refinador de grão ou por refino ineficiente, as trincas nos tarugos não são identificadas antes do processo de extrusão, e o perfil produzido pode ter suas propriedades mecânicas comprometidas.

Como geralmente a trinca se encontra no centro do tarugo, e o fluxo de metal do centro dos tarugos é priorizado durante a extrusão, há uma possibilidade de a trinca acompanhar na formação do perfil. A trinca no perfil o torna mais frágil e com menor resistência a torções e fadiga.

Mas a formação de trinca não está apenas limitada a injeção de refinador de grãos. A alta temperatura do metal combinado com a velocidade de vazamento também pode gerar esse tipo de defeito no centro do produto (KATGERMAN, 1982).

2.2.4 Tratamento térmico de homogeneização

Independente da técnica aplicada na solidificação (molde ou DC casting), ocorre a formação de segregações de elementos de liga. Além das segregações, que podem ocorrer em dendritas, contornos de grãos e na extremidade do produto, há formação de fases intermetálicas que podem ser prejudiciais para os processos de deformação plástica das ligas trabalháveis (SOUZA, 2019).

Portanto, após a solidificação dos produtos, esses podem ser submetidos a um tratamento térmico de homogeneização com um resfriamento subsequente a fim de minimizar as microsegregações, transformação de intermetálicos, precipitação de elementos de ligas desejáveis, e performar outras mudanças com o propósito de proporcionar uma matéria prima ideal para o processo de deformação mecânica (GIANISELLE, 2019).

O tratamento térmico de homogeneização em larga escala pode ser feito em fornos bateladas ou contínuos e com aquecimento elétrico ou a gás. Ao contrário dos fornos contínuos, os fornos em batelada precisam de um período de aquecimento bem expressivo.

Esse tempo depende do tamanho da carga, mas é importante garantir que o ponto mais frio da carga atinja uma temperatura mínima para que o tratamento térmico de homogeneização inicie. Para as ligas da série 6xxx, a temperatura de encharque, ou seja, temperatura em que o tratamento térmico de homogeneização se inicia, pode

variar entre 530°C a 590°C, e o tempo em que a liga deve estar submetida a temperatura de encharque para promover um produto com uma estrutura metalográfica que promova uma trabalhabilidade aceitável é de pelo menos duas horas.

Após a homogeneização, o resfriamento deve ser suficientemente rápido para encerrar o processo de dissolução dos elementos de liga e evitar a precipitação grosseira dos elementos que foram solubilizados no tratamento térmico (CLAVES; ELIAS; MISIOLEK, 2002). As taxas de resfriamento podem variar de 200°C/h a 500°C/h (produzida, esta pode alcançar resistência mecânica superior ao aço estrutural (MACHADO; GONÇALVES, 2017).

As Figuras 11 e 12 mostra a distribuição de uma carga de tarugos em um forno de batelada e a curva de temperatura do tratamento térmico de homogeneização, respectivamente.

Figura 11 - Distribuição de tarugos em um forno batelada de homogeneização

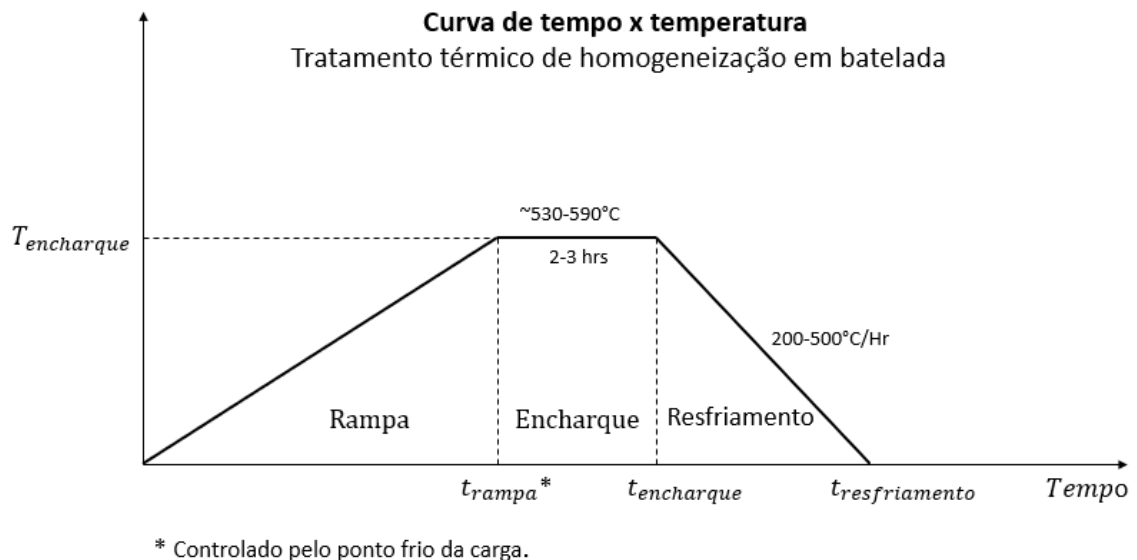


Fonte: Machado e Gonçalves (2017, p. 200).

Na Figura 11 fica evidente que com os tarugos localizados na extremidade do forno recebe maior circulação do calor, portanto torna esses locais mais propícios a

serem os pontos quentes. Os tarugos localizados no centro têm um maior potencial de serem os pontos frios. O ponto mais frio da carga deve ser monitorado através de um termopar para indicar o fim da rampa e início do encharque.

Figura 12 - Curva de temperatura do tratamento térmico de homogeneização



Fonte: Do autor.

A Figura 12 mostra as três etapas do tratamento térmico de homogeneização de tarugos: rampa, encharque e resfriamento. O tempo de rampa varia de acordo com o volume da carga, pois quanto maior a carga, menor a troca térmica entre a fonte de energia e os tarugos localizados no centro da carga.

O tempo de encharque é fixo e definido pela prática adotada no processo: o tempo de tratamento depende dos requerimentos microestruturais da liga, porém, sabe-se que quanto maior o tempo de submissão da carga, melhor a qualidade do produto final. Já o período de resfriamento é definido pela taxa adotada no processo, e deve variar com o tamanho da carga (CORRÊA, 2014).

Independente da fonte energética aplicada no processo de homogeneização e do tipo de forno utilizado, pode-se afirmar que o tratamento térmico de homogeneização é um processo de alto custo dentre as etapas exigidas na fabricação das ligas de alumínio. Isso se deve ao alto período que o produto é submetido a tal processo e às altas temperaturas necessárias. Portanto, as iniciativas que visam minimizar esses períodos ou temperaturas são de grande valia.

2.2.5 Processamento

Os processos industriais mais usuais das ligas de alumínio trabalháveis se resumem em laminação, extrusão e forjamento. Entretanto, as ligas da série 6XXX representam 80% do alumínio usado no mundo para produção de peças extrudadas (AL-MARAHLEH, 2006).

Na extrusão, o tarugo confinado em um container é pressionado contra uma matriz de aço formando um perfil alongado com o formato definido pela matriz. Essa deformação pode ser a quente ou a frio, entretanto no mercado do alumínio é usual a utilização do processo a quente, já que a força requerida para extrudar o metal é reduzido, e conseqüentemente o custo dos equipamentos também são minimizados (OTTANI, 2018).

Além disso, é importante ressaltar que o processo de extrusão a quente tem uma função fundamental no processo de recuperação e recristalização dos grãos. Para tanto, o tarugo, é pré-aquecido em um forno de indução ou a gás a temperaturas entre 400°C a 500°C.

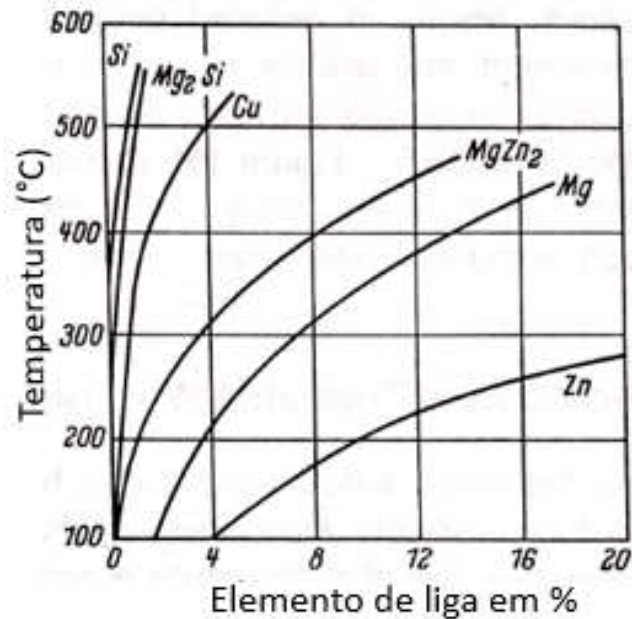
Assim que o tarugo é pré-aquecido, esse é então posicionado em um container para o início de sua extrusão. Durante a extrusão o metal absorve um calor adicional decorrente da energia cinética gerada no processo (OTTANI, 2018).

Os calores absorvidos devem ser suficientes para solubilizar os precipitados Mg_2Si e outros elementos de liga, operação essencial para permitir o aumento da resistência mecânica da liga nos processos subseqüentes (SOUZA, 2006).

A Figura 13 mostra que a solubilidade dos precipitados Mg_2Si (concentração de 0,4% a 1,2% nas ligas da série 6xxx) aumentam com a temperatura, mas esse fator não é tão expressivo como outros elementos que podem ser adicionadas em ligas com a mesma finalidade para o aumento da resistência mecânica do produto (ALTENPOHL, 1982)

Entretanto, após a extrusão e sua conseqüente solubilização, a fim de manter os elementos de ligas em solução sólida, é preciso que o perfil gerado seja imediatamente resfriado. Dependendo da liga utilizada e dimensionamento do perfil fabricado, decide-se se o resfriamento será feito a ar forçado ou água. Após a aquisição dos perfis, é montada a carga para o envelhecimento da liga (ALTENPOHL, 1982).

Figura 13 - Solubilidade de elementos de ligas no alumínio em função da temperatura



Fonte: Adaptado de Altenpohl (1982).

As ligas de alumínio 6063, as quais apresentam uma alta formabilidade e, portanto, é uma das ligas mais usadas no mercado, são submetidas a fornos de envelhecimento à temperaturas que variam entre 160°C a 180°C por várias horas a fim de aumentar a resistência mecânica do produto final (BERNDT; FRINT; WAGNER, 2018).

Nesse tratamento térmico, ocorre a precipitação dos átomos de magnésio e silício, formando novamente o composto Mg₂Si. Esses precipitados geram uma distorção no retículo cristalino, o que colabora com o aumento das propriedades mecânicas da liga. A formação de precipitados incoerentes desempenha a maior dureza que a liga pode alcançar (ALTENPOHL, 1982).

São diversas as têmperas que podem ser aplicadas nas etapas do processo de extrusão em ligas de alumínio com a intenção de gerar alguma mudança nas propriedades mecânicas do produto. Alguns tratamentos e nomenclaturas são apresentados nas Tabelas 6 e 7 estão de acordo com *International Alloy Designation System - ABNT/NBR 6835*.

Tabela 6 - Nomenclatura referente à condição de tratamento termomecânico ou a temperatura

Sufixo da letra	Indicação de processamento ou condição básica
F	Como fabricada
O	Como recozida (menor valor de resistência mecânica)
H	Encruada (deformada a frio)
W	Solubilizada
T	Tratada termicamente

Fonte: Adaptado de Machado e Gonçalves (2017).

Tabela 7 - Designação dos sufixos numéricos para tempera T das ligas trabalháveis e tratáveis termicamente

Sufixo numérico	Descrição
1	Solubilização parcial + envelhecimento natural
2	Solubilização parcial + trabalho a frio + envelhecimento natural
3	Solubilização + trabalho a frio + envelhecimento natural
4	Solubilização + envelhecimento natural
5	Envelhecimento artificial somente
6	Solubilização + envelhecimento artificial
7	Solubilização + estabilização (sobre envelhecimento)
8	Solubilização + trabalho a frio + envelhecimento artificial
9	Solubilização + envelhecimento artificial + trabalho a frio
10	solubilização parcial + trabalho a frio + envelhecimento artificial

Fonte: Adaptado de Machado e Gonçalves (2017).

A Tabela 8 mostra o efeito mecânico proporcionado em uma amostra de perfil de alumínio da liga 6063 após submissão à diferentes temperaturas:

Tabela 8 - Efeito mecânico em perfis da liga 6063 submetidos a diferentes temperaturas

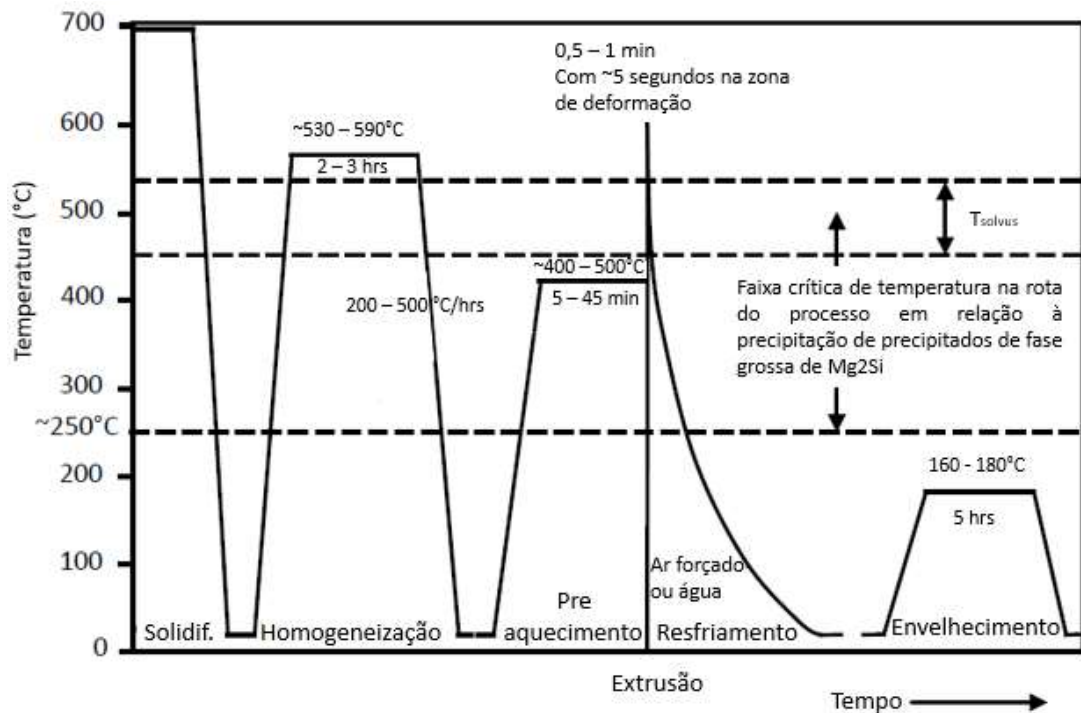
Temperatura	Limite de resistência (MPa)	Alongamento* (%)	Dureza** (HB)
O	90	-	25
T1	150	20	42
T4	170	22	-
T5	185	12	60
T6	240	12	73

Nota: * em 50 mm / 1,6 mm de espessura da amostra; ** carga de 500 Kg e esfera de 10 mm

Fonte: Adaptado de Machado e Gonçalves (2017).

Dentre as temperaturas de têmperas apresentadas, a T6 é a que apresenta maior resultado em termos de aumento de resistência mecânica e dureza. Dessa forma, desde o processo de fusão do alumínio para a fabricação de tarugos até o tratamento térmico de envelhecimento dos perfis no processo de extrusão, a Figura 14 representa o ciclo térmico das etapas citadas:

Figura 14 - Ciclo térmico das etapas de solidificação até o envelhecimento de perfis da liga série 6xxx



Fonte: Adaptado de Meng (2010).

2.3 CARACTERIZAÇÃO DA SÉRIE 6XXX

2.3.1 Microestrutura

Durante a solidificação de tarugos, é de extrema importância que os parâmetros do equipamento estejam configurados para promover uma solidificação instável, ou seja, deve ser rápida o suficiente para que a conformação do metal e sua estrutura metalográfica atendam os padrões necessários (BERTELLI, 2012).

A solidificação rápida impacta na formação de camada de refusão e segregação inversa menores. Além disso, há uma maior chance dos grãos do interior dos tarugos serem formados atendendo uma maior uniformidade, tanto de tamanho quanto de formato.

O tamanho médio dos grãos devem ser uniformes e de um tamanho padrão para evitar problemas de propriedades mecânicas do produto extrudado. Grãos menores afeta em uma recristalização mais rápida do que grãos maiores durante a extrusão. Além de que grãos não uniformes geram uma não uniformidade na nucleação após extrusão afetando nas propriedades mecânicas dos perfis (LIU, ZHANG, 2017).

A solidificação rápida também potencializa a formação de intermetálicos que podem ser transformados em fases menos prejudiciais para o processo de extrusão. Além de garantir um processo de solidificação favorável para a microestrutura do tarugo, é preciso assegurar que o tratamento térmico de homogeneização seja feito atendendo os critérios de processo para prover um produto com intermetálicos refinados e microsegregações reduzidas.

2.3.1.1 Segregação inversa

Entre os critérios de qualidade definidos para avaliar a performance de extrusão de tarugos está o tamanho da segregação inversa. O tamanho da segregação inversa determina a grandeza do desperdício gerado durante a extrusão, uma vez que essa zona é formada por impurezas que devem ser descartadas na forma de “talão de alumínio”. Portanto, quanto maior a segregação inversa do tarugo, maior a taxa de rejeito durante a sua transformação em perfil, e menor a produtividade a partir da matéria prima (PIPANO, 2016).

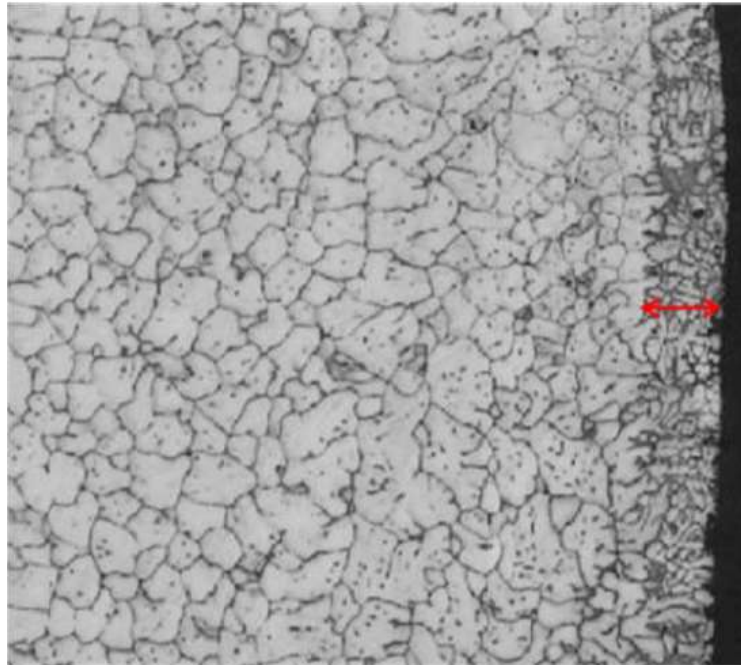
O processo de formação da segregação inversa, que envolve o fenômeno de transferência de calor e massa na zona superficial dos tarugos, também contribui para formação de defeitos na superfície do produto, como porosidade e rasgos (TSAI, DIAO, 1993).

No modelo de solidificação desempenhado pela tecnologia *DC casting* existem dois pontos de solidificação de tarugos: o primeiro ponto se encontra no momento em

que o alumínio entra em contato com o molde e o segundo ponto é quando o metal entra em contato com a água, a Figura 15 apresenta a microestrutura da superfície extrema de tarugo da série 6xxx.

O tempo percorrido entre as duas solidificações define o tamanho da segregação inversa, pois é nesse período que os elementos de liga se difundem de forma mais livre a partir da superfície para o interior do metal já que a camada de refusão ganha mais energia a partir do núcleo do tarugo superaquecido. A seta vermelha indicada na Figura 15 representa a segregação inversa de uma liga de alumínio (PIPANO, 2016):

Figura 15 - Micrografia da zona da superfície extrema de um tarugo da série 6xxx



Fonte: Adaptado de Pipano (2016).

2.3.1.2 Intermetálicos

As ligas de alumínio da série 6xxx têm o Si e Mg como os principais elementos de liga, que podem estar dissolvidos na matriz primária de alumínio ou na presença de outros elementos formem de intermetálicos (BALOGUN et al., 2012). A presença

de ferro e silício na composição dessas ligas acarreta a formação de intermetálicos Al-Fe-Si que se depositam nos contornos de grãos (CATARINO, 2015).

Esses intermetálicos são partículas insolúveis no alumínio formados especificamente durante a solidificação do metal, mas os átomos podem se organizar diferentemente dependendo da concentração de cada um desses elemento na liga e da velocidade de solidificação do metal, formando os intermetálicos conhecidos como α -AlFeSi ou β -AlFeSi (CATARINO, 2015).

A formação dos intermetálicos β -AlFeSi é favorecida por dois fatores: resfriamento rápido e conseqüentemente instável; e quando o metal possui concentrações maiores de silício devido a sua estequiometria.

Os intermetálicos β -AlFeSi apresentam uma morfologia pontiaguda, monoclinica e frágil que quando submetido ao processo de extrusão agrava na formação de defeitos superficiais nos perfis, como arrancamentos e *pick ups* (CIESLAR, 2019).

Além disso, se os perfis forem submetidos ao processo de anodização, há chance de uma alteração na coloração do perfil tratado. Porém, o fato dos intermetálicos β -AlFeSi serem instáveis, a submissão do metal ao tratamento de térmico de homogeneização ajuda na sua transformação em intermetálicos α -AlFeSi, fase mais arredondada, metaestável e cúbica, o que torna o processo de extrusão pouco prejudicial já que a ductilidade da liga pode ser potencializada (MENG, 2010; MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005)

Entretanto, a solidificação lenta favorece a formação dos intermetálicos α -AlFeSi mais grosseiros, conhecidos como *alfa-script*, os quais são mais deletérios que os intermetálicos β -AlFeSi quando são submetidos a extrusão, devido a sua morfologia extremamente grosseira (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Ao contrário das fases β -AlFeSi, os *alfa-script* não são transformados em partículas menos grosseiras quando submetidos ao tratamento de homogeneização, pois são fases estáveis.

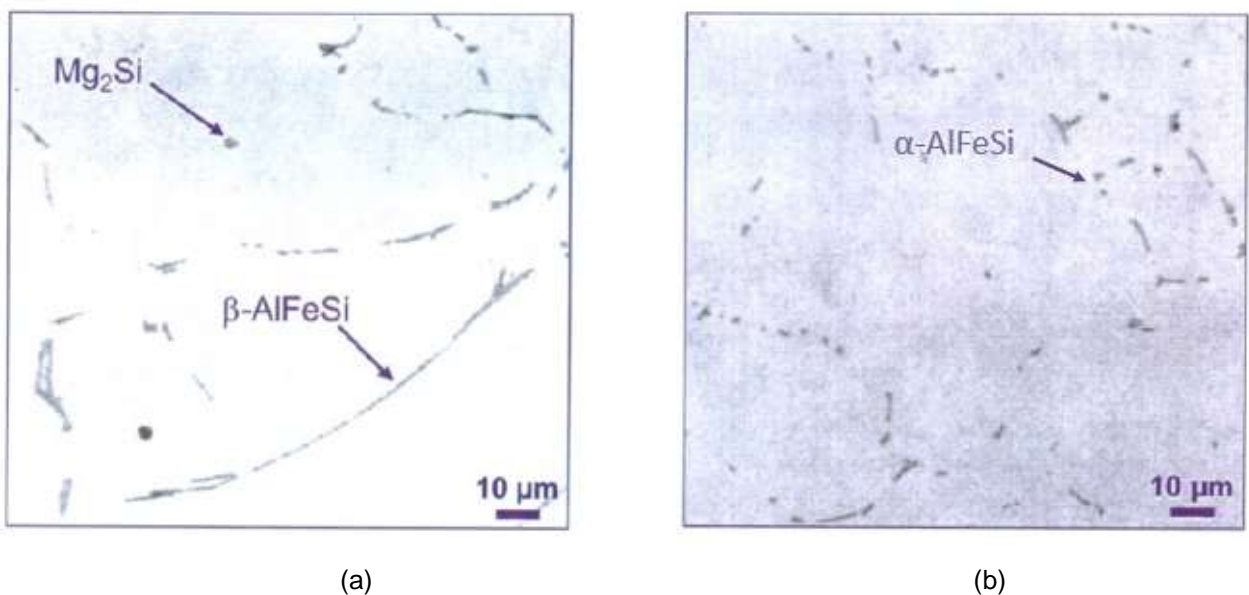
A Tabela 9 mostra características típicas dos intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi e as Figuras 16 e 17 apresentam microestruturas dos intermetálicos α -AlFeSi (morfologia de escrita chinesa e refinada) e β -AlFeSi.

Tabela 9 - Características típicas de intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi

Propriedades	β -AlFeSi	α -AlFeSi
Formato	Acicular / lâmina	Escrita chinesa / Forma de bastão
Proporção dimensional	Alta	Baixa
Cor	Preta	Cinza
Estequiometria	$Al_9Fe_2Si_2$ Al_5FeSi	$Al_{12}Fe_3Si_2$ Al_8Fe_2Si
Fe:Si	1,0	1,5 / 2,0
Estrutura cristalina	Monoclínica	Cúbica simples / BCC / HCP

Fonte: Adaptado de Claves, Elias e Misiolek (2002).

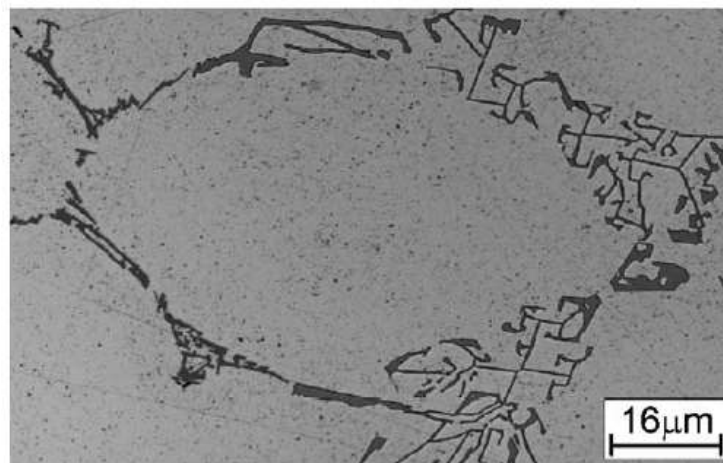
Figura 16 - Microestrutura de uma amostra da liga 6060.



Fonte: Adaptado de Meng (2010).

Legenda: (a) após a solidificação.

(b) após tratamento térmico de homogeneização.

Figura 17 - Microestrutura de uma amostra da liga 6082 com intermetálico α -AlFeSi escrita chinesa

Fonte: Mrówka-Nowotnik e Sieniawski (2005, p. 368).

O esquema apresentado na Figura 18 mostra as formações de fases intermetálicas característica e generalizada em função da forma de solidificação. Outros aspectos de produção não abordados no esquema, podem sofrer variações, e os resultados esperados podem se alterar, além disso, outras fases intermetálicas, ou até mesmo a mistura entre elas podem ser formadas.

Figura 18 - Esquema de potencial de formação de fases intermetálicas em função da forma da solidificação



Fonte: Do autor.

As ligas de alumínio da série 6xxx que possuem o elemento manganês em sua composição facilita a transformação de β - Al_5FeSi gerados durante a solidificação do alumínio em fases α - $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Portanto, em algumas ligas dessa série, o manganês é adicionado propositalmente, para que dessa forma haja uma potencialização na transformação de fases durante a homogeneização.

2.3.1.3 Distribuição de Mg_2Si

A principal função do tratamento térmico de homogeneização em tarugos é permitir que a matéria prima tenha um bom desempenho durante sua extrusão. E para tanto, as fases intermetálicas insolúveis devem ser refinadas e as microsegregações de elementos de liga devem ser eliminadas.

O atendimento desses dois critérios garante que os tarugos homogeneizados possam ser extrudados com uma maior produtividade comparado ao tarugo sem homogeneização, o que possibilita a produção de perfis com um acabamento superficial superior e com propriedades mecânicas melhores.

O mecanismo de refinamento de intermetálicos já foi discutido anteriormente, dessa forma será abordado a necessidade da eliminação de microsegregações (MENG, 2010).

Na solidificação de tarugos de alumínio seguindo o método *DC Casting*, há uma queda brusca de temperatura, em que o metal sai da temperatura *solidus* para temperatura ambiente o mais rápido possível (ALTENPOHL, 1982).

O resfriamento rápido suprime as alterações na estrutura. Portanto a concentração de elementos de liga nas extremidades das dendritas e contornos de grãos se tornam muito mais rica do que nos seus interiores (ALTENPOHL, 1982), o que resulta na formação das microsegregações.

A Figura 19 apresenta a evolução da microestrutura da liga 6061 quando submetido a diferentes tempos de tratamentos térmicos a uma temperatura de encharque equivalente a 580°C.

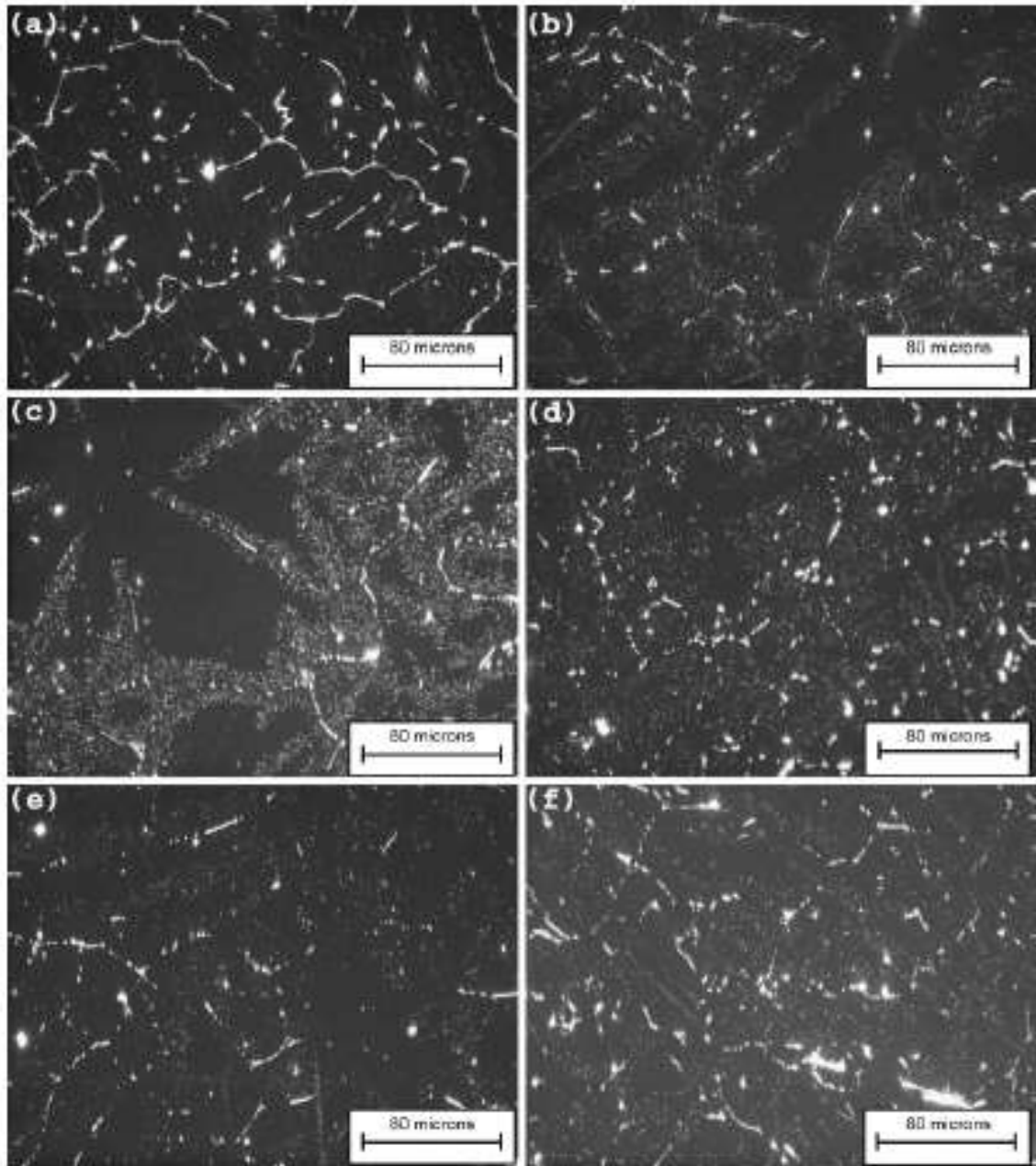
As Figuras de 19a a 19f, mostram a distribuição dos precipitados de Mg_2Si , na Figura 19a, observa-se poucos precipitados no interior dos grãos, enquanto na Figura 20f, observa-se uma distribuição homogênea e uniforme dos precipitados, tanto no interior do grão como no contorno do grão.

Para ocorrer a eliminação da microsegregação, no processo de homogeneização e resfriamento, deve-se ocorrer:

- I. A solubilização dos elementos Mg e Si na matriz de alumínio;
- II. A solubilização do Si excedente proveniente da transformação intermetálica de $\beta-AlFeSi$ para $\alpha-AlFeSi$;
- III. A dissolução dos elementos Mg e Si na matriz de alumínio;

IV. A precipitação da fase Mg_2Si na matriz de alumínio durante o resfriamento.

Figura 19 - Evolução da microestrutura da liga 6082 submetida a tratamento térmico de homogeneização, temperatura de encharque a 580°C

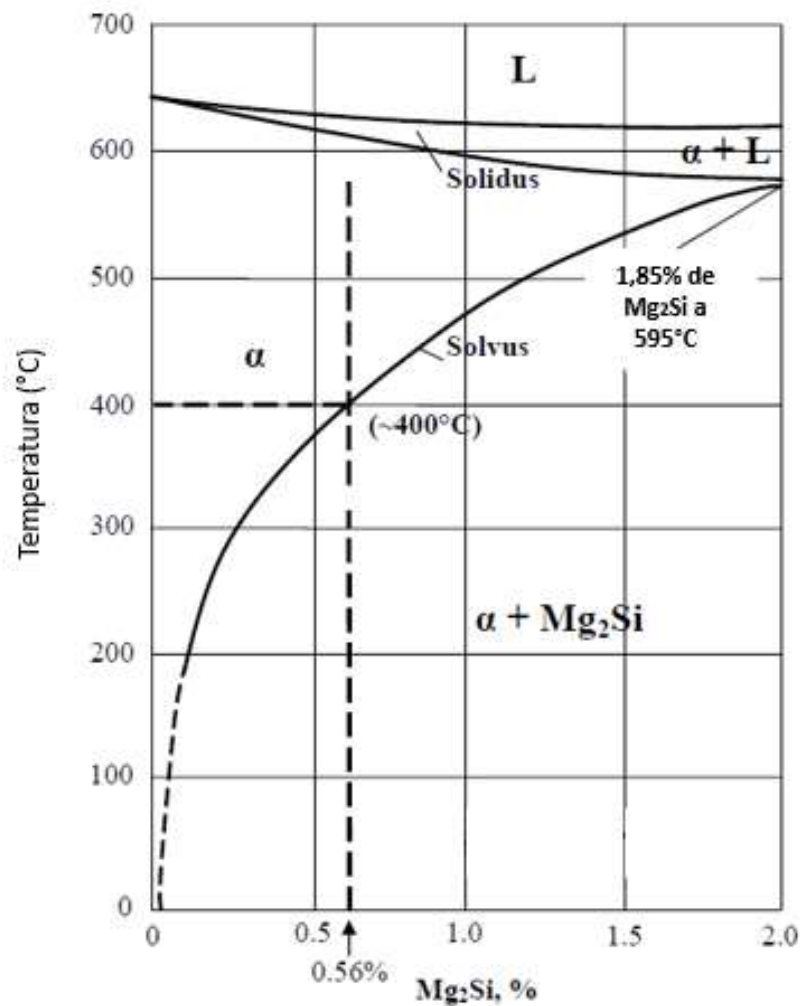


Fonte: Samaras e Haidemenopoulos (2007, p. 69).

- Legenda: (a) Tempo de encharque a 0 minutos
(b) Tempo de encharque a 40 minutos.
(c) Tempo de encharque a 2 horas.
(d) Tempo de encharque a 4 horas.
(e) Tempo de encharque a 8 horas.
(f) Tempo de encharque a 10 horas. Ataque químico 0,5% HF por 20 segundos

A estequiometria do precipitado Mg_2Si compreende uma razão de Mg-Si de 1,73:1. Dependendo do teor de magnésio na liga, o proporcional de silício é usado para compor esse precipitado. Para as ligas 6082 e 6061, por exemplo, os precipitados de Mg_2Si compreendem cerca de 0,56% em peso da liga, e quando aquecidos até 400°C esse precipitado entra em solução sólida conforme apresentado no digrama de fases da Figura 20 (MENG, 2010).

Figura 20 - Diagrama de fase quase binário da liga Al-Mg-Si indicando zonas de transição importantes

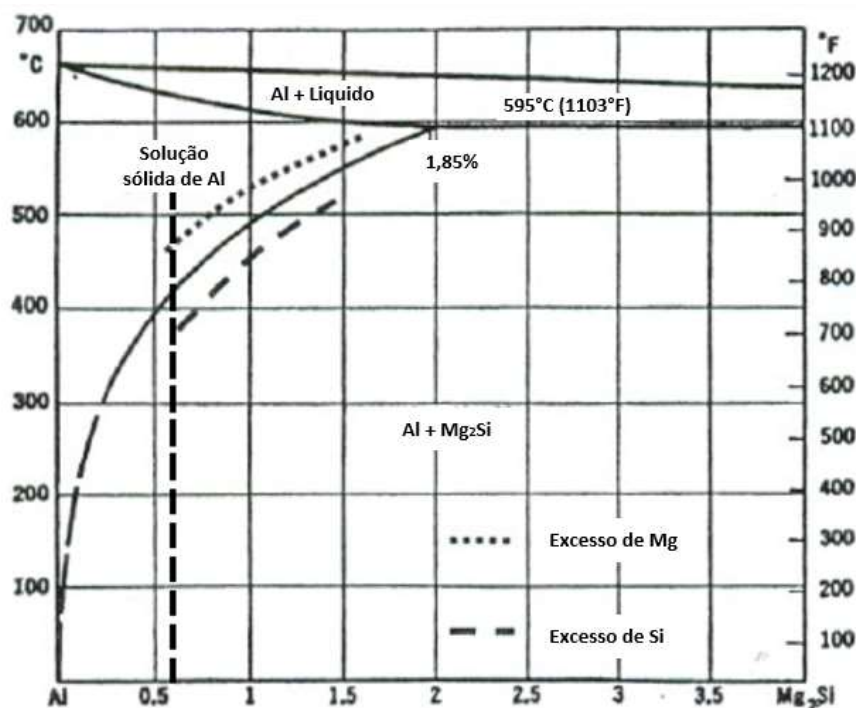


Fonte: Adaptado de Meng (2010).

As ligas de alumínio nem sempre é possível adicionar exatamente as quantidades necessários dos elementos magnésio e silício para compor a relação estequiométrica do precipitado. Por isso sempre é previsto a presença de silício ou magnésio em excesso.

Enquanto o excesso de magnésio contribui para redução da solubilidade do precipitado, o excesso de silício resulta na diminuição da temperatura mínima para solubilização do precipitado conforme apresentado na Figura 21.

Figura 21 - Impacto do excesso de Si e Mg na linha solvus do diagrama de fase binário da liga 6063



Fonte: Adaptado de Meng (2010).

Nos casos em que existe magnésio em excesso, há chance de uma reestruturação entre átomos na homogeneização. Durante a solidificação rápida, o silício tende a formar a estrutura insolúvel intermetálica β -AlFeSi a formar precipitado de magnésio silício.

A quantidade de silício necessária para essa compor essa estrutura é equivalente à metade do teor de ferro. Portanto, de forma generalizada, o restante do silício é usado para constituir os precipitados de Mg₂Si. Na homogeneização, há a transformação de partículas e β -AlFeSi em α -AlFeSi, e como a estequiometria das partículas transformadas requerem um menor teor de silício, esse elemento excedente pode ser solubilizado para posterior combinação com o magnésio em excesso durante o resfriamento.

À medida que os precipitados são solubilizados na matriz de alumínio, esses são deslocados em solução sólida através do retículo de forma que componha toda estrutura homogeneamente.

As ligas de alumínio 6063 particularmente, necessitam que a precipitação das partículas de Mg_2Si seja minimizada, uma vez que o alto teor desse precipitado resulta em uma perda de eficiência na trabalhabilidade a quente dos tarugos.

Estudos mostram que quando a liga possui Mg_2Si grosseiros e esses são submetidos a extrusão, a alta temperatura gerada durante o processo combinado com a fusão incipiente dos precipitados não dissolvidos na etapa de solubilização da extrusão, acarreta a geração de defeitos superficiais nos perfis conhecidos como rasgo a quente.

E é na etapa de resfriamento que essas características são controladas (MENG, 2010), e os precipitados de Mg_2Si formados após o resfriamento podem sofrer a transformação apresentada na equação (1) e as principais características estão apresentadas na Tabela 10. A Figura 22 complementa com a curva T-T-T da liga 6063.

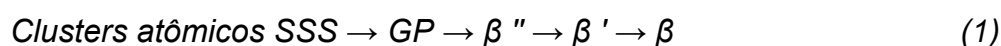
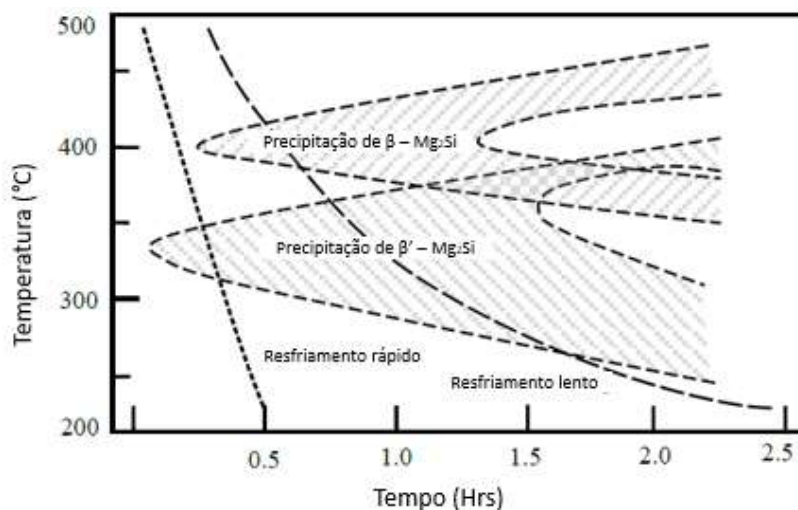


Tabela 10 - Fases de precipitados de Mg e Si nas ligas de alumínio da série 6XXX

Fases	Fórmula	Célula unitária	Morfologia / tamanho típico
GP	$Si/Mg \geq 1$	Não conhecida	Esférica / 1-2 nm
β''	Mg_5Si_6	Monoclínica C2/m	Agulhada - 4 x 4 x 35 nm ³
β'	$Mg_{1,8}Si$	Hexagonal	Fita / Vários μm de comprimento
β	Mg_2Si	FCC (tipo CaF ₂)	Placas ou cubos / até 10-20 μm de diâmetro
Si		FCC (tipo diamante)	Chapas finas / até 10-20 μm de diâmetro

Fonte: Adaptado de Meng (2010).

Figura 22 - Curvas esquemáticas T-T-T para precipitação de Mg_2Si em AA6063



Fonte: Adaptado de Meng (2010).

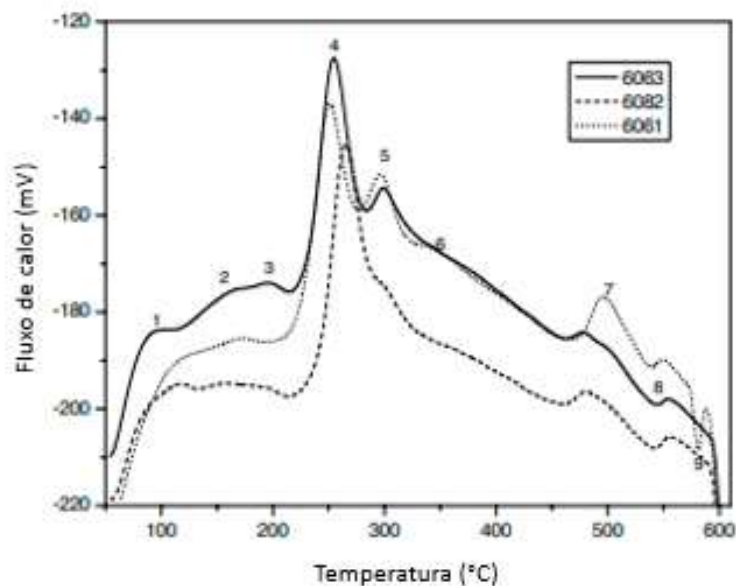
A extrudabilidade é favorecida quando a transformação de fase majoritárias em tarugos seja da fase β' . Entretanto, essa transformação requer um controle de processo adequado, o qual deve atender os limites de solubilização apresentados nas curvas TTT das ligas de alumínio apresentados na Figura 22.

2.3.1.4 Análise térmica – calorimetria exploratória diferencial (DSC)

A análise térmica por calorimetria exploratória diferencial apresenta as principais temperaturas em que há alguma mudança de fases do material estudado quando submetido a um tratamento térmico, como homogeneização (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2010).

A Figura 23 mostra as principais mudanças de fases obtidas ao aplicar um estudo de DSC em amostras de tarugos de alumínio das ligas 6063, 6061 e 6082 submetidos a um aquecimento que simula a rampa de aquecimento de um tratamento térmico de homogeneização. As amostras foram submetidas a um aquecimento de 15K/min (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2010).

Figura 23 - Curvas de DSC de amostras das ligas de alumínio 6xxx



Fonte: Adaptado de Mrówka-nowotnik (2010).

As curvas de DSC apresentada na Figura 23 apresentaram sete pontos exotérmicos. O ponto classificado como 1, que ocorre próximo a 100°C, foi decorrente de ampla atividade de agrupamento de elementos de ligas nas ligas consideradas. O ponto 2 correspondente a 165°C, estão relacionados a formação de zonas de Guinier Preston. O ponto 3 apresenta a dissolução das zonas GPs a 187°C. O ponto 4, a 242°C, mostra a precipitação das fases β'' . O ponto 5, representa a precipitação do β' , que ocorre quando as amostras já estão atingindo 331°C. O ponto 6 corresponde apenas a mudança estrutural do precipitado β'' da liga 6061, que contém um maior teor de cobre em sua composição. O ponto 7, a 428°C, e o ponto 8, a 528 °C, mostram respectivamente picos exotérmicos e endotérmicos referente a precipitação e dissolução do precipitado β (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2010).

2.3.2 Influência do estrôncio na microestrutura da liga de alumínio

Assim como o manganês, o estrôncio também promove melhorias na liga quanto as fases intermetálicas, mas atualmente não são aplicadas com esse propósito na indústria metalúrgica (TEZUKA; SATO, 2004).

O estrôncio é uma anti-liga que é diversamente utilizada em ligas de alumínio para promover uma série de alterações na estrutura do metal e proporcionar mudanças nas propriedades do produto como é percebido nas ligas da série 4XXX, por exemplo, porém pode levar a redução da resistência a corrosão (UYEDA, 1996).

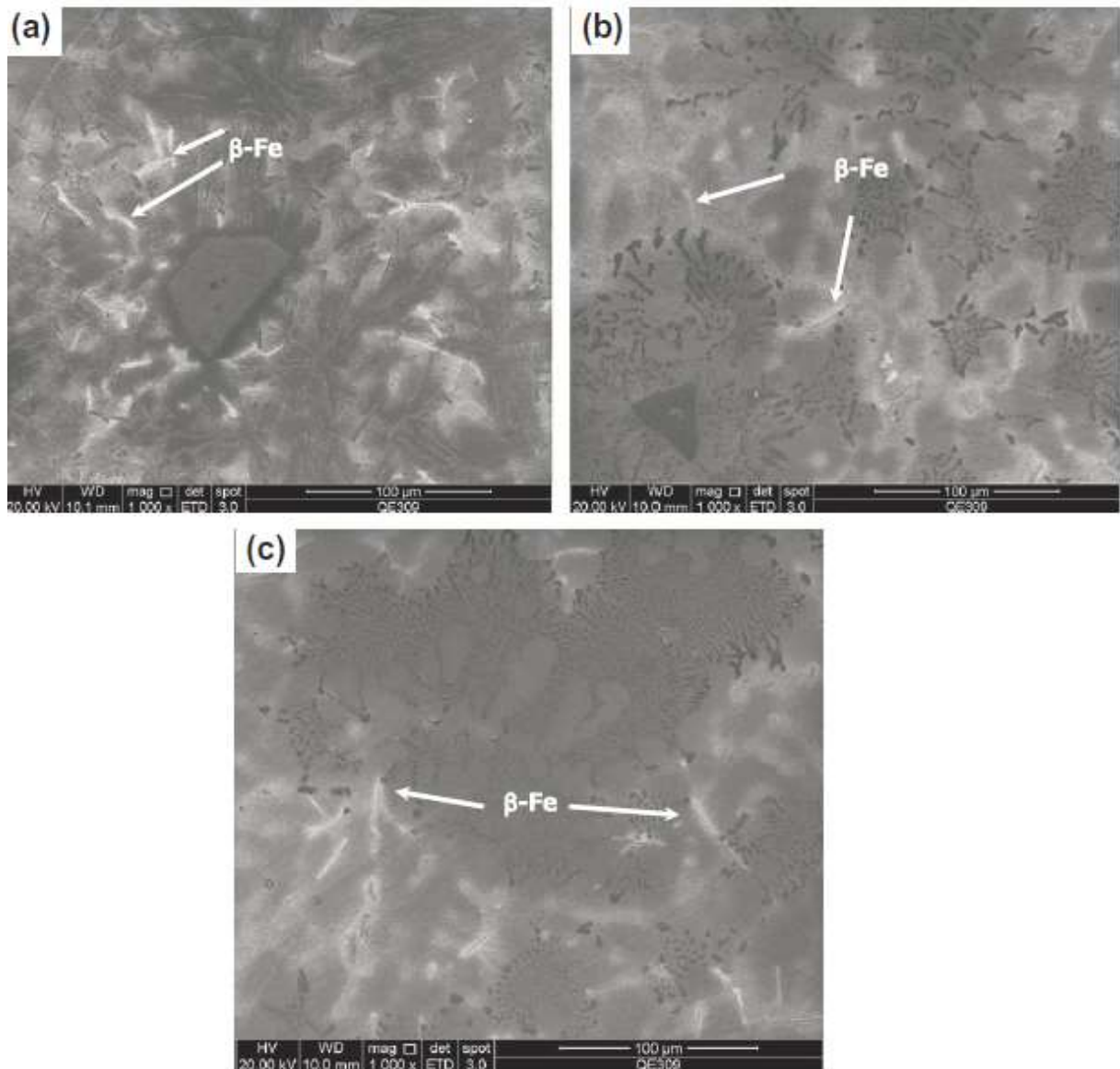
Estudos também mostram que há um aumento na resistência mecânica em laminados de ligas de Al-Mg-Si que consideram adição de estrôncio em sua composição. Além disso, o estrôncio pode ser utilizado como refinador de grão, elemento que promove precipitação, entre outros (LU et al., 2006).

Segundo Ashtari, Tezuka e Sato (2004), a adição do estrôncio atua como um modificador de intermetálicos, podendo alterar o tamanho e a fração volumétrica das fases β -AlFeSi, além disso, o autor observou uma redução de ocorrência do intermetálico *alfa-script* na estrutura.

Dai, Wei et al. (2012), estudaram a razão adequada de estrôncio na liga 6061 para aumentar o potencial de brasagem da liga, e através desse estudo foi possível

observar que o aumento do teor da anti-liga no alumínio, promove uma microestrutura refinada, conforme apresentado na Figura 24.

Figura 24 - Micrografia da liga Al-6,5Si-42Zn-xSr, obtida por MEV



Fonte: Wei Dai et al. (2012).

Legenda: (a) $x = 0$.

(b) $x = 0,03$.

(c) $x = 0,09$.

Mulazimoglu et al. (1997) também confirmaram o favorecimento da fase α -AlFeSi ao invés de β -AlFeSi, ainda na solidificação da liga de alumínio. Além de apresentar uma estrutura mais refinada antes mesmo do tratamento térmico de homogeneização,

a presença de estrôncio na liga colabora com o endurecimento de perfis das ligas da série 6xxx extrudados e submetidos a tratamentos térmicos de envelhecimento.

Segundo o autor, testes realizados com a liga de alumínio 6201 com estrôncio em sua composição apresentaram propriedades de resistência mecânica superiores aos perfis sem a adição de estrôncio. Os resultados dos testes estão apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Efeito de Sr nas propriedades mecânicas de ligas envelhecidas

Liga	Têmpera	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
6201	175°C / 3 horas	291±1,8	8,6 ± 0,5
6201-Sr	175°C / 3 horas	338±3,0	9,9 ± 0,5
6201	175°C / 48 horas	210±2,0	9,9 ± 0,3
6201-Sr	175°C / 48 horas	224±2,2	9,5 ± 0,4

Fonte: Adaptado de Mulazimoglu et al. (1997).

O aumento da resistência mecânica se dá pelo favorecimento da formação do intermetálico insolúvel alfa ainda na solidificação, fase que possui uma estequiometria que necessita de um teor menor de silício (MULAZIMOGLU et al.,1997).

Esse mecanismo possibilita a disponibilização de silício em excesso, o qual pode ser direcionado para formar os precipitados de Mg_2Si e contribuir no endurecimento da liga em seu envelhecimento. Além disso, o excesso de silício promove uma maior nucleação de precipitados β'' , os quais se formam de forma mais densa e refinada, aumentando ainda mais a resistência mecânica do metal (MULAZIMOGLU et al.,1997).

Apesar de todas as aplicações e benefícios gerados através da adição de estrôncio nas ligas de alumínio, não é possível negar que há possibilidade da perda da função do refinador de grão na presença desse elemento (LIAO; SUN, 2003).

O TiB_2 é um refinador muito usual nas instalações de produção de tarugos de alumínio já que esse se trata de um composto eficiente na nucleação de grãos e é economicamente vantajoso em relação a outras opções disponíveis no mercado atual.

Dependendo da proporção de estrôncio e refinador de grãos na liga, a reação de formação de boro com estrôncio é forçada (LIAO; SUN, 2003).

O composto formado por essa reação não é um agente nucleante, mas atua como inclusão na liga. Em vista desse fenômeno de perda de funcionalidade do nucleador, há a possibilidade de aumento de inclusão na liga e aumento de tamanho de grão, uma vez que a proporção de refinadores de grãos ativos é reduzida (LIAO; SUN, 2003).

2.3.3 Inclusões

Dentro de todo o processo de fabricação de alumínio (desde a eletrólise da alumina até a solidificação do alumínio), há a possibilidade de formação de inclusões. Os álcalis que são removidos no desgaseificador são comumente originados no banho eletrolítico. Esses também podem ser providos da sucata caso o processo de fabricação de ligas compreenda a reciclagem do metal.

O próprio processo de adição de anti-ligas ao metal líquido colabora na formação de determinadas inclusões, já que as condições de pressão e temperatura podem ser propícias para essas formações. Mecanismos operacionais para reduzir as inclusões em fornos são as raspagens e tempo de descanso do metal antes do vazamento.

As impurezas que não são detidas nos procedimentos realizados antes do vazamento podem ser bloqueadas pelo desgaseificador e filtro cerâmico, o qual é responsável por bloquear as partículas mais finas dependendo do dimensionamento selecionado no processo.

A Tabela 12 apresenta as diversas possibilidades de inclusões que podem ser encontradas no processo de fabricação de alumínio e seus respectivos tamanhos padrões e possíveis fontes.

Tabela 12 - Inclusões e suas respectivas descrições

Categoria de inclusão	Inclusão	Estequiometria / dimensão	Nota
Carbetos	Carbetos pequenos	$Al_4C_3 < 3 \text{ mm}$	Normalmente originam da redução da alumina ou de outra fonte de contaminação por carbono.
Carbetos	Carbetos grandes	$Al_4C_3 > 3 \text{ mm}$	Normalmente originam da deterioração grafitada ou qualquer outra fonte de contaminação de carbono (contada separadamente em uma das muitas cláusulas difíceis dessa dimensão é prejudicial para o processo).
Carbetos	Carboneto de boro	Al_4C_4B	Forma com excesso de boro no metal fundido que reage com carbonetos de alumínio.
Óxido de magnésio	Óxido de magnésio	MgO	Reação entre magnésio e oxigênio na refusão.
Óxido de magnésio	Cubóide	$MgAl_2O_4$ – Cubóide	Forma após tempo e temperatura significativos em ligas de magnésio.
Óxido de magnésio	Espinal metalúrgico	$MgAl_2O_4$ – Espinel	Altamente prejudicial devido ao seu grande tamanho e alta dureza.
Tratamento de metal	Cloreto potencial	MgCl ₂ , NaCl, CaCl ₂	
Tratamento de metal	Sal de fluxo (não umedecido)	Varia de acordo com o fluxo	Partículas provenientes de tratamentos de fluxo (partículas não umedecidas).
Modificador de silício	Estrôncio não dissolvido	Sr	Geralmente se forma quando o estrôncio é adicionado à massa fundida.
Refinador de grão	Boreto de titânio	TiB ₂	Adicionado deliberadamente para refino de grãos.
Tratamento de boro	TiVB ₂	TiVB ₂	As formas quando o boro é adicionado ao elemento para aumentar a condutividade por precipitação de vanádio e titânio.
Refinador de grão	Carbeto de titânio	TiC	Adicionado deliberadamente para refino de grãos.

Fonte: Adaptado de ABB BOMEM (2017).

2.3.4 Propriedades mecânicas

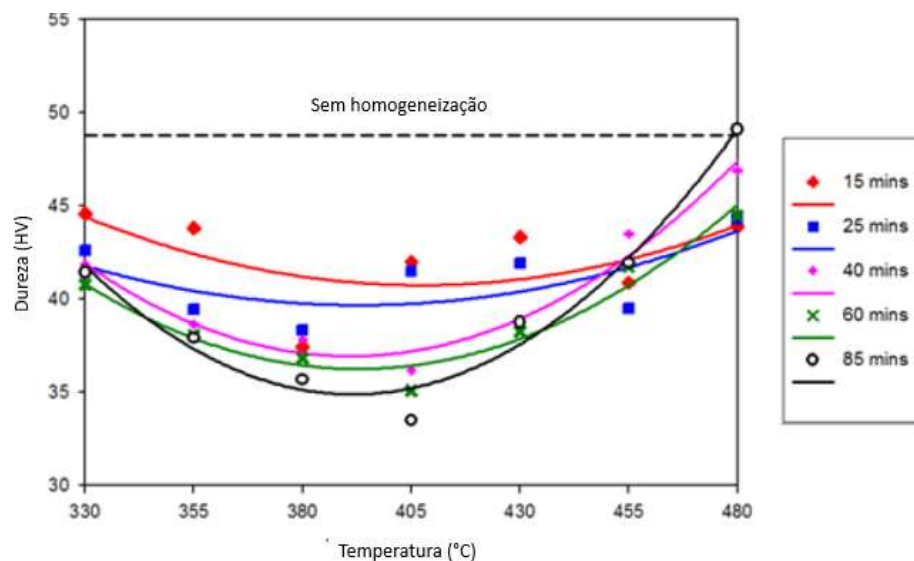
O alumínio puro é um metal que possui uma baixa resistência mecânica e dureza, e alta ductilidade, o que facilita o processo de conformação mecânica comparado com outros metais como o ferro. Mas, as ligas de alumínio da série 6xxx por exemplo, pode aumentar suas propriedades mecânicas através do envelhecimento sem alterar a ductilidade substancialmente (PIMENTA, 2012).

Com a finalidade de promover um produto ideal para o processo de extrusão, algumas propriedades mecânicas de tarugos devem ser garantidas, assim como a ductilidade suficiente para performar uma extrusão sem necessidade de uma alta pressão e possibilidade de atendimento de dureza após efetivação de tratamento térmico de envelhecimento na liga.

A liga 6063 é um produto popular no mercado, não apenas pelas suas aplicações, mas porque tem uma alta ductilidade e consegue proporcionar dureza e resistência mecânica aos perfis gerados da extrusão através da precipitação de fases durante o processo de envelhecimento (ESPOSITO; BUSO; MONTEIRO, 2006).

A Figura 25 apresenta uma curva do comportamento de dureza de uma amostra de tarugo da liga 6060 em função da temperatura e tempo de homogeneização em um estudo de Meng (2010).

Figura 25 - Correlação de dureza, temperatura e tempo de homogeneização em amostra de tarugo da liga 6060



Fonte: Adpatado de Meng (2010).

A Figura 25 apresenta que independente do tempo e temperatura de encharque do tratamento térmico, a dureza diminui comparado com a amostra não tratada (MENG, 2010).

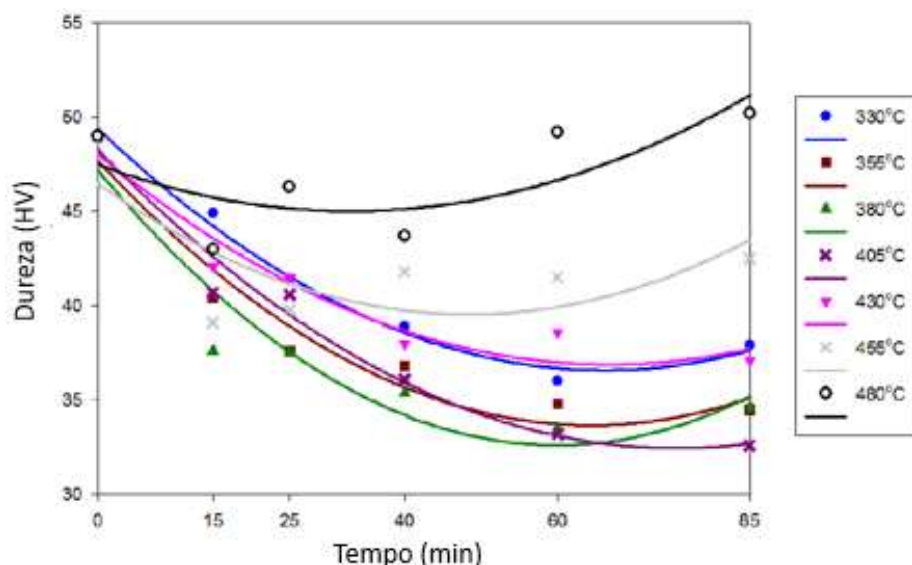
Esse comportamento já é esperado já que todos os objetivos da homogeneização voltam para uma função principal: garantir uma boa trabalhabilidade ao tarugo no processo de extrusão, sabendo que tarugos com alta dureza aumenta a necessidade de força na máquina de extrusão.

Além disso, o gráfico aponta que a princípio, quando a temperatura do tratamento aumenta, a dureza diminui. Isso ocorre porque enquanto o metal não alcança a temperatura *solvus*, os precipitados ficam cada vez maiores, o que acarreta o amolecimento da liga.

À medida que a temperatura *solvus* é atingida, os precipitados são solubilizados e por completo, e com um resfriamento adequado há possibilidade de precipitação de partículas finas, fator que colabora com uma maior dureza comparada com a condição anterior.

A Figura 26, apresenta os mesmos resultados de dureza plotados em função do tempo, e foi possível prever que a dureza tende a diminuir em função do tempo de tratamento (MENG, 2010). Para temperaturas abaixo da temperatura *solvus*, esse tratamento apenas se encarrega em aumentar o tamanho dos precipitados.

Figura 26 - Correlação de dureza, temperatura e tempo de homogeneização em amostra de tarugo da liga 6060

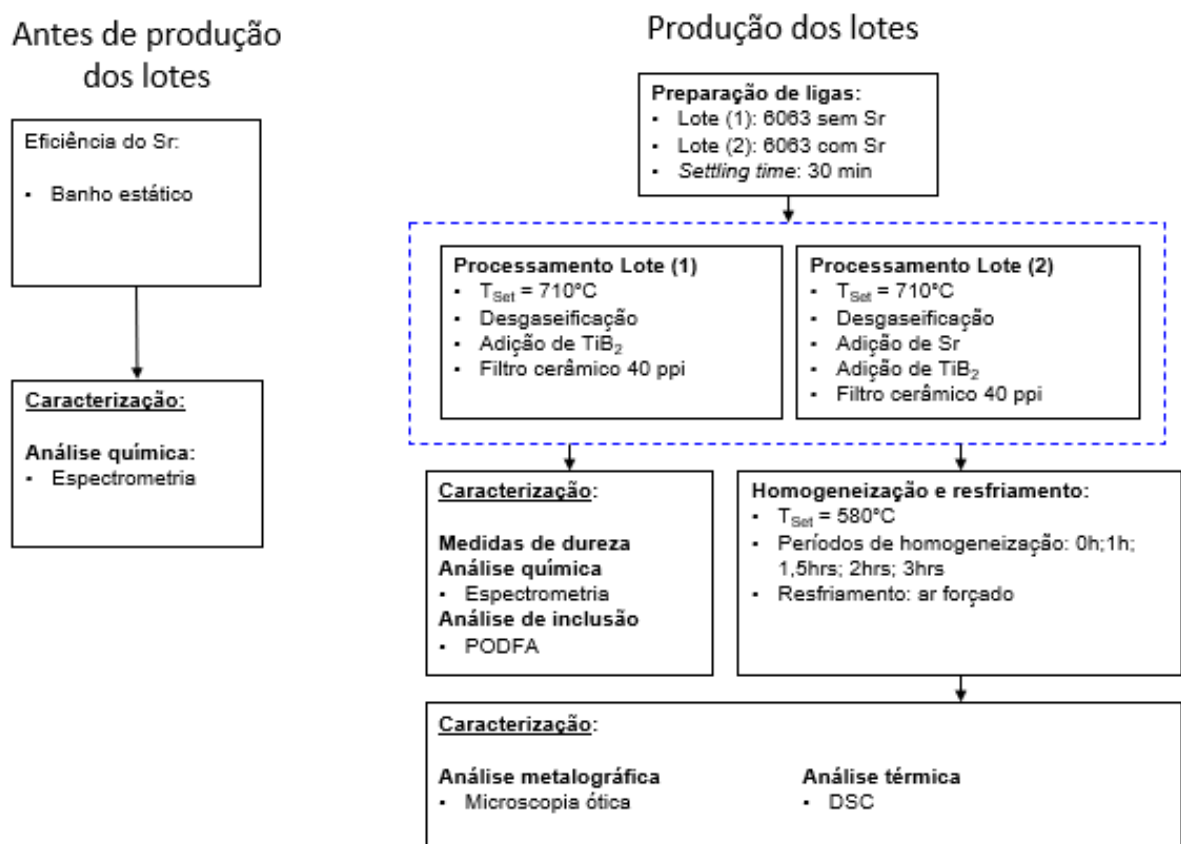


Fonte: Adaptado de Meng (2010).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 27 apresenta o diagrama de bloco referente a metodologia geral do trabalho. Dois lotes de 12 toneladas de alumínio da liga 6063 foram produzidos na empresa Alcoa Alumínio na planta de Poços de Caldas para os estudos deste trabalho.

Figura 27 - Diagrama de blocos referente a metodologia geral do trabalho



Fonte: Do autor.

As ligas foram processadas em fornos de refusão com capacidade de 25 toneladas. O lote 1 foi a liga produzida sem estrôncio e o lote 2 foi a liga com estrôncio (considerando a sua dissolução sob a condição de injeção contínua). Foram produzidos 30 tarugos, de 5,8m de comprimento por 178mm de diâmetro. Um tarugo de cada lote foi utilizado para a coleta de amostras e análises.

Os tarugos coletados foram referentes à posição central da mesa de solidificação, e cada tarugo foi seccionado em secções de aproximadamente de 3,0cm de espessura.

Três secções de cada lotes foram enviadas para o laboratório central da Alcoa em Deschambault para análise de inclusão; uma secção de cada lote foi destinada para análises de medidas de dureza. Em seguida, quatro secções de cada lote foram preparadas para o processo de homogeneização em forno elétrico a 580°C, nos tempos de 1h, 1,5h, 2h e 3 h, seguido de resfriamento com ar forçado, com posterior análise de dureza.

Por fim, as amostras foram devidamente segmentadas para as análises térmicas e metalográficas (microscopia ótica).

3.1 EFICIÊNCIA DE ESTRÔNCIO

Foi realizado um teste prévio da eficiência de estrôncio, no qual a anti-liga foi submetida a um banho de alumínio estático durante uma hora, e amostras foram retiradas a cada cinco minutos a fim de mapear a decantação do elemento no banho.

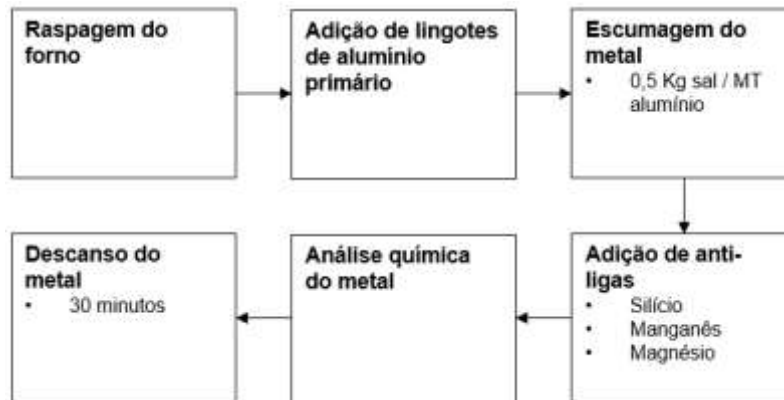
3.2 PREPARAÇÃO DE LIGAS E ANÁLISE QUÍMICA

As etapas do processamento das ligas estão apresentadas na Figura 28.

Quando 60% do ciclo de refusão foi atingido, adicionou-se 6Kg de sal escorificaste (composição principal abrange cloreto de sódio e cloreto de potássio), com o objetivo de separar o óxido de alumínio e alumínio para promover uma escumagem mais eficiente.

Iniciou-se a etapa da escumagem, em que o óxido de alumínio superficial ao banho é removido, e cujo objetivo é a minimização de óxidos no metal líquido, que podem acarretar a geração de defeitos superficiais nos perfis após a extrusão dos tarugos.

Figura 28 - Diagrama de blocos do processamento das ligas



Fonte: Do autor.

Além disso, o óxido de alumínio na superfície do metal líquido atua como um material refratário, o qual reduz o poder de absorção de calor do alumínio a partir das paredes refratárias do forno.

Por fim, adicionou-se as anti-liga (Si, Mn e Mg) nos limites químicos estabelecidos conforme mostra a Tabela 13 e balanço de massa definido pela equação (2).

Tabela 13 - Limites de composição química dos lotes produzidos (em % massa)

Elementos	Limites	
	Min	Máx
Si	0,40	0,45
Fe	0,18	0,22
Cu		0,04
Mn	0,02	0,05
Mg	0,45	0,50
Cr		0,02
Zn		0,02
Ti		0,02
Sr		-
Outros cada*		0,02
Outros totais*		0,10

Fonte: Do autor.

*Os teores de outros e outros totais referem-se aos elementos que não foram citados na composição da liga

$$M_{A.L} = \frac{M_{M.L} \cdot (C_F - C_i)}{\left(\frac{1}{E_f} - C_F\right)} \quad (2)$$

onde:

M_{AL} = Massa de anti-liga adicionada;

M_{ML} = Massa de metal líquido;

C_F = Concentração final do elemento correspondente a anti-liga adicionada;

C_I = Concentração inicial do elemento correspondente a anti-liga adicionada;

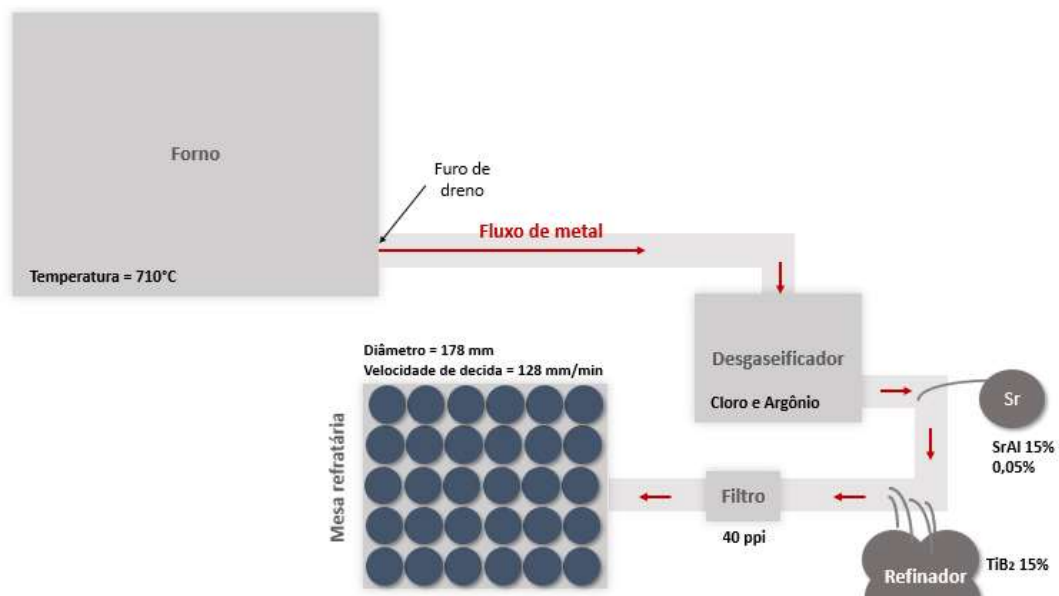
E_f = Eficiência da anti-liga adicionada.

Após obtenção da composição química, o forno foi novamente vedado por 30min, para decantar possíveis inclusões.

3.3 PROCESSAMENTO DO TARUGO

A Figura 29 apresenta as etapas de processamento do tarugo, e segue as etapas.

Figura 29 - Esquema das etapas de preparação dos tarugos



Fonte: Do autor.

O metal torna-se líquido em torno de 710°C, e é direcionado para um sistema desgaseificador, no qual foram injetados gás cloro e argônio com a finalidade de eliminar alcalinos e alcalinos terrosos e outras inclusões. O lote produzido com

estrôncio, foi submetido a injeção da anti-liga estrôncio como uma etapa adicional ao processo, com a adição de vergalhão de estrôncio (SrAl15%) a uma taxa de 445cm/min, a qual resulta em uma concentração de estrôncio máxima de 0,05%.

Em seguida ocorre a injeção de refinadores de grão, vergalhões de liga de boreto de titânio. Segue para o processo de filtragem, no qual o metal líquido é direcionado para uma um filtro cerâmico de refratário, para reduzir a concentração de inclusões. Por fim, o alumínio líquido é conduzido para a mesa refratária com 30 moldes de diâmetro equivalentes a 178 mm para a solidificação dos tarugos (através da aplicação de água com velocidade de descida do *doghouse* de 128 mm/min). O processo foi realizado em uma lingotadeira vertical, da *Maxi Cast*, adaptada pela *Wagstaff*.

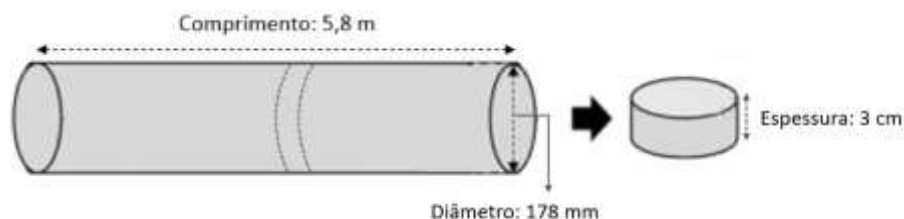
3.4 AMOSTRAGENS

Foram retiradas cinco amostras do metal líquido para cada lote para definir as composições químicas e doze amostras dos tarugos dos dois lotes para análises de inclusões, dureza, metalografia e análises térmicas.

As amostragens de metal líquido foram realizadas durante o vazamento dos dois lotes a cada um metro de solidificação, na posição acima do filtro cerâmico para evitar inclusão de filmes de óxido nos tarugos.

As amostras dos tarugos foram seccionadas, conforme mostra a Figura 30.

Figura 30 - Representação esquemática da amostragem de um tarugo



Fonte: Do autor.

3.5 TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico de homogeneização foi realizado em um forno elétrico da marca IMPI na Alcoa – Poços de Caldas. As amostras foram submetidas a temperatura de 580°C nos tempos de 0 h, 1 h, 1,5 h, 2 h e 3 h, e posteriormente foram resfriadas a ar forçado.

3.6 ANÁLISES QUÍMICAS

Para determinar a composição química foi empregada a técnica por espectroscopia de emissão atômica por plasma induzido (ICP-AES), em equipamento da marca ARL, modelo 3460, previamente calibrado com o padrão SS-6063 na Alcoa – Poços de Caldas. As análises foram realizadas nas amostras em cinco posições do tarugo (1m; 2m; 3m; 4m; 5m). Para cada amostra foram feitas três análises químicas.

3.7 ANÁLISE DE INCLUSÕES

As análises de inclusões foram realizadas em três seções das amostras de tarugo do lote sem estrôncio e seis seções de amostras de tarugo do lote com estrôncio.

As amostras foram refundidas e analisadas no equipamento *Podfa (Porous Disc Filtration Analysis)* na Alcoa - Deschambault

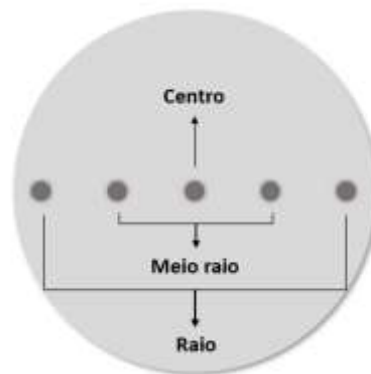
O equipamento utiliza o vácuo para filtrar o metal líquido e mantém as inclusões em um disco poroso.

As inclusões foram analisadas e classificadas com o auxílio de um microscópio óptico da marca Nikon Eclipse LV510N com analisador de imagem Clemex.

3.8 MEDIDAS DE DUREZA

Foram realizadas medidas de dureza utilizando um durômetro da marca Dinateste dos laboratório da Alcoa Alumínio, em Poços de Caldas. Foi utilizado um penetrador esférico de 10 mm diâmetro e a carga usada foi de 500 Kg, atendendo a especificação HB 500/10. E foram realizadas cinco medidas nas amostras após os tratamentos térmicos nos tempos 0, 1, 1,5, 2 e 3 horas, nas posições indicadas na Figura 31.

Figura 31 - Localização da posição das medidas de dureza



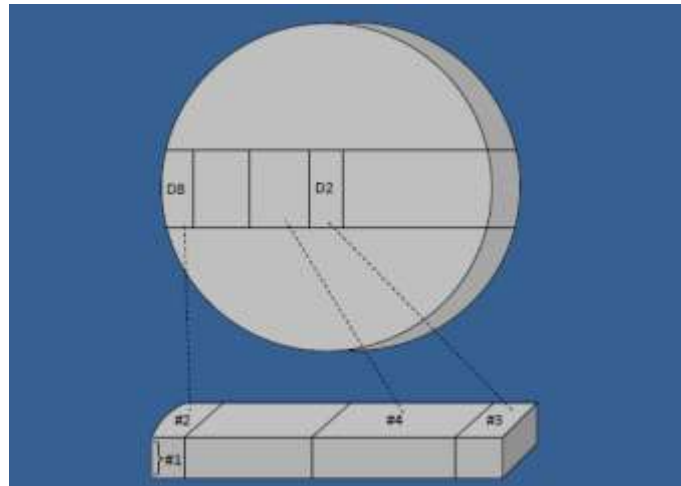
Fonte: Do autor.

3.9 ANÁLISE METALOGRAFICA

Para realizar as análises metalográficas, foram seccionadas amostras nas posições conforme a representação esquemática da Figura 32 e Tabela 14.

As amostras foram preparadas para análise microestrutural segundo a norma ASTM E3-01 (2001), de acordo com as etapas: corte, embutimento em baquelite, lixamento com lixas de carbetto de silício variando a granulometria de 120 a 1200 mesh. O polimento foi realizado em manta Diapro 3 μ m e 1 μ m. O ataque químico para revelar a microestrutura foi realizado com ácido fluorídrico 0,5% por 15 segundos.

Figura 32 - Representação esquemática de amostragem de tarugo



Fonte: Do autor.

Tabela 14 - Áreas de coleta de amostras

Análise	Posição do tarugo
Segregação inversa	D8 #1
Tamanho de grão	D2 #3
Transformação de fases	D2 #3

Fonte: Do autor.

A microscopia ótica foi realizada no microscópio ótico da marca Nikon e modelo Eclipse E200, usando o software Olympus Stream. Para as análises de tamanho de grãos, três diferentes campos de uma mesma amostra foram submetidos ao método do intercepto para obter um valor médio de tamanho de grão. As análises de transformação de fases também foram feitas através da média de cinco diferentes campos visuais. A segregação inversa foi avaliada em duplicata apenas nas amostras sem tratamento térmico.

3.10 ANÁLISES TÉRMICAS

As análises térmicas foram realizadas pelas técnicas de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) e Termogravimetria (TG) a fim de analisar os eventos físico-químicos endo/exotérmicos e possíveis alterações da massa em função da temperatura. As técnicas foram executadas no equipamento da marca Netzsch, modelo Júpiter STA 449F3, do LABMAT da Universidade Federal de Alfenas, *campus*

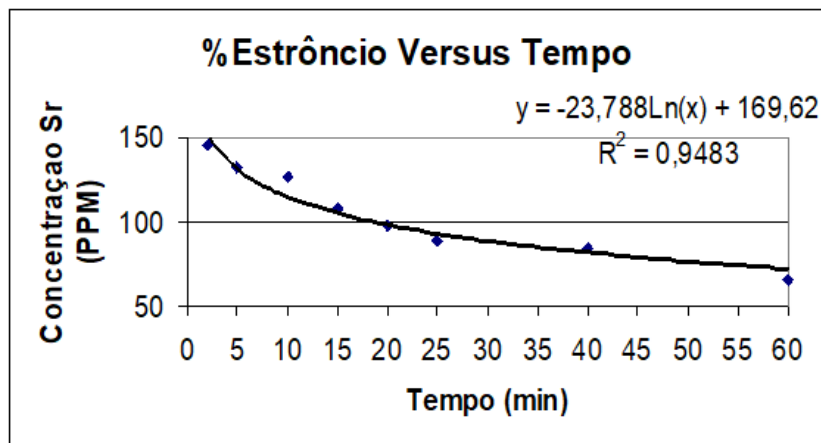
de Poços de Caldas/MG. Foi utilizada uma massa de 10mg da liga em cadinho de alumina. Os ensaios de DSC e TG foram realizados nas seguintes condições: aquecimento da temperatura ambiente à 580°C, com taxa de aquecimento de 10 °C/min usando como gás de arraste o argônio em um fluxo padrão de 100ml/min.

4 RESULTADOS E DICUSSÕES

4.1 EFICIÊNCIA DE ESTRÔNCIO

Foi realizado um teste de eficiência de estrôncio na condição de banho estático. E os resultados mostraram que a decantação do estrôncio no banho de alumínio ocorreu em uma ordem logarítmica conforme mostra a Figura 33.

Figura 33 - Eficiência do estrôncio em banho de alumínio estático em função do tempo



Fonte: do autor.

Observou-se que em menos de 30 minutos o banho reteve metade da anti-liga na composição do metal, e que além de ser uma perda expressiva no processo produtivo em larga escala, não garante que a composição do produto atenda os limites de composição química requeridos, uma vez que o modelo proposto depende das condições de operação.

Portanto, há duas formas de reverter a queda da eficiência do estrôncio no banho de alumínio: manter o metal líquido em constante homogeneização até o momento da solidificação ou adicionar estrôncio na forma de vergalhão na etapa do processo que antecede a solidificação.

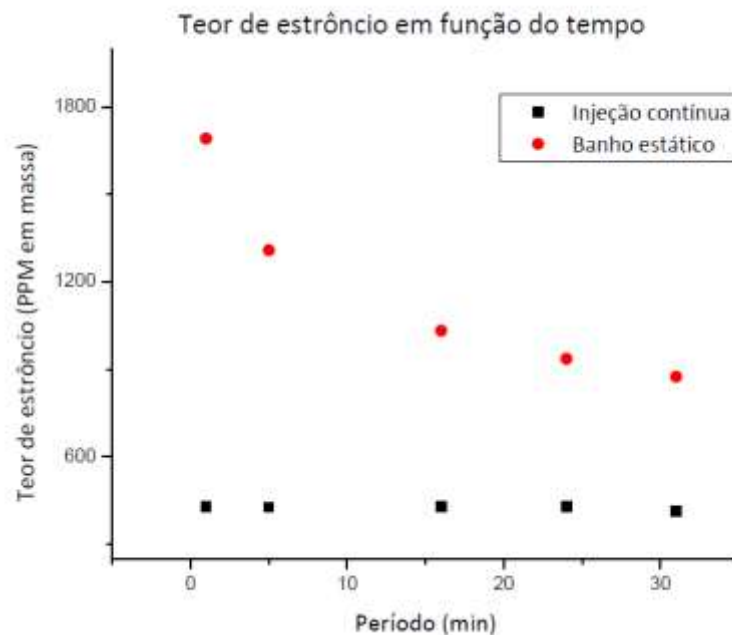
A primeira opção não é recomendada, uma vez que a estabilidade do banho é primordial para garantir a limpeza do metal. A segunda opção exige uma maior estruturação do processo, como um injetor de vergalhão com velocidade de injeção

controlada, mas é a opção mais garantida em termos de eficiência de liga já que o tempo de residência da liga no metal líquido não passa de poucos segundos.

Dessa forma, foi montada na Alcoa, uma estrutura para o vergalhão de estrôncio ser injetado a uma taxa constante e assim, promover uma maior eficiência. A velocidade de injeção utilizada foi suficiente para que o produto tenha um teor de estrôncio equivalente a 0,05%.

Durante a produção da liga, foram retiradas amostras a cada um metro de solidificação, com o objetivo de avaliar o teor de estrôncio ao longo do produto e consequentemente determinar a eficiência da liga diante a metodologia aplicada. A Figura 34 mostra a modelagem comparativa entre os processos apresentados.

Figura 34 - Teor de estrôncio em função do tempo para as metodologias de adição por injeção contínua e banho estático



Fonte: Do autor.

A metodologia de adição do estrôncio no banho estático se mostra menos eficiente do que na injeção contínua de estrôncio no banho. A adição no banho estático resulta em uma perda de eficiência logarítmica em função do tempo, enquanto na injeção contínua observou-se uma eficiência média de 75%.

4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As Tabelas 15 e 16 apresentam as composições químicas das ligas produzidas, neste trabalho, pela técnica de espectroscopia de emissão atômica por plasma induzido (ICP-AES).

Os resultados mostram que ocorreu pouca variação na composição química das ligas 6063 com e sem estrôncio, fator que evidencia uma boa homogeneidade química.

Já a Tabela 17 mostra que os resultados médios de cada lote atenderam as especificações apresentadas na Tabela 13. Além disso, a variação de composição química por elemento entre os lotes também é baixa, fator que garante um padrão de comparação entre produtos, já que o estrôncio é o único fator que deve variar entre todos os parâmetros analisados.

Tabela 15 - Composição química da liga 6063 sem estrôncio, lote 1. (em % massa)

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Amostra 3			Amostra 4			Amostra 5			Média
	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	
Si	0,4720	0,4740	0,4800	0,4689	0,4782	0,4760	0,4720	0,4788	0,4803	0,4845	0,4744	0,4808	0,4868	0,4744	0,4877	0,4779 +/- 0,0054
Fe	0,2021	0,2026	0,2041	0,1986	0,2058	0,2049	0,1984	0,2014	0,2032	0,2028	0,1984	0,2029	0,2040	0,1970	0,2046	0,2021 +/- 0,0026
Cu	0,0175	0,0175	0,0178	0,0177	0,0180	0,0180	0,0181	0,0184	0,0185	0,0186	0,0183	0,0186	0,0187	0,0183	0,0188	0,0182 +/- 0,0004
Mn	0,0302	0,0307	0,0311	0,0306	0,0305	0,0307	0,0307	0,0307	0,0310	0,0310	0,0308	0,0306	0,0309	0,0308	0,0308	0,0307 +/- 0,0002
Mg	0,5109	0,5174	0,5287	0,5235	0,5251	0,5287	0,5395	0,5401	0,5466	0,5521	0,5441	0,5415	0,5513	0,5432	0,5494	0,5361 +/- 0,0124
Cr	0,0032	0,0031	0,0032	0,0031	0,0031	0,0031	0,0034	0,0034	0,0035	0,0034	0,0034	0,0034	0,0033	0,0033	0,0033	0,0033 +/- 0,0001
Zn	0,0108	0,0109	0,0110	0,0101	0,0103	0,0102	0,0094	0,0095	0,0095	0,0092	0,0092	0,0093	0,0092	0,0091	0,0093	0,0098 +/- 0,0007
Ti	0,0122	0,0123	0,0122	0,0122	0,0121	0,0118	0,0123	0,0122	0,0123	0,0124	0,0124	0,0122	0,0119	0,0123	0,0119	0,0122 +/- 0,0002
Sr	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001 +/- 0,0000

Fonte: Do autor.

Tabela 16 - Composição química da liga 6063 com estrôncio, lote 2. (em % massa)

Elementos	Amostra 1			Amostra 2			Amostra 3			Amostra 4			Amostra 5			Média
	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	Corrida 1	Corrida 2	Corrida 3	
Si	0,4785	0,4814	0,4856	0,4772	0,5025	0,4875	0,4929	0,4870	0,4953	0,4852	0,4767	0,5145	0,4935	0,4888	0,4929	0,4893 +/- 0,0097
Fe	0,1932	0,1970	0,1963	0,1913	0,1986	0,1948	0,1987	0,1953	0,2014	0,1965	0,1936	0,2062	0,2002	0,1975	0,1993	0,1973 +/- 0,0036
Cu	0,0238	0,0240	0,0243	0,0249	0,0261	0,0253	0,0259	0,0256	0,0260	0,0256	0,0253	0,0271	0,0261	0,0259	0,0261	0,0255 +/- 0,0009
Mn	0,0259	0,0260	0,0262	0,0251	0,0254	0,0250	0,0250	0,0251	0,0250	0,0250	0,0248	0,0252	0,0250	0,0250	0,0250	0,0252 +/- 0,0004
Mg	0,5240	0,5266	0,5341	0,5253	0,5429	0,5287	0,5353	0,5334	0,5339	0,5318	0,5224	0,5504	0,5360	0,5335	0,5365	0,5330 +/- 0,0070
Cr	0,0039	0,0039	0,0039	0,0040	0,0040	0,0040	0,0044	0,0042	0,0045	0,0039	0,0039	0,0039	0,0042	0,0042	0,0042	0,0041 +/- 0,0002
Zn	0,0110	0,0112	0,0114	0,0112	0,0117	0,0114	0,0115	0,0116	0,0117	0,0116	0,0116	0,0118	0,0117	0,0116	0,0117	0,0115 +/- 0,0002
Ti	0,0106	0,0105	0,0109	0,0104	0,0101	0,0101	0,0106	0,0104	0,0103	0,0101	0,0103	0,0097	0,0105	0,0102	0,0105	0,0103 +/- 0,0003
Sr	0,0422	0,0435	0,0433	0,0416	0,0440	0,0432	0,0370	0,0366	0,0377	0,0332	0,0329	0,0352	0,0313	0,0308	0,0314	0,0376 +/- 0,0048

Fonte: Do autor.

Tabela 17 - Comparativo da composição química média das ligas 6063 com e sem estrôncio. (em % massa)

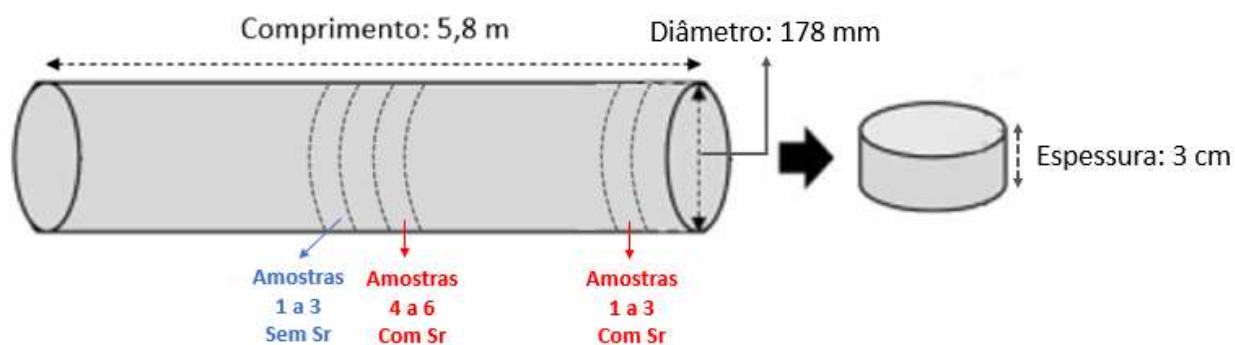
Elementos	Especificação		Sem estrôncio	Com estrôncio
	Min	Max		
Si	0,4496	0,5044	0,4779 +/- 0,0054	0,4893 +/- 0,0097
Fe	0,1794	0,2244	0,2021 +/- 0,0026	0,1973 +/- 0,0036
Cu		0,0444	0,0182 +/- 0,0004	0,0255 +/- 0,0009
Mn	0,0194	0,0544	0,0307 +/- 0,0002	0,0252 +/- 0,0004
Mg	0,4994	0,5544	0,5361 +/- 0,0124	0,5330 +/- 0,0070
Cr		0,0244	0,0033 +/- 0,0001	0,0041 +/- 0,0002
Zn		0,0244	0,0098 +/- 0,0007	0,0115 +/- 0,0002
Ti		0,0244	0,0122 +/- 0,0002	0,0103 +/- 0,0003
Sr		-	0,0001 +/- 0,0000	0,0376 +/- 0,0048
Outros cada		0,0244	0,0108 +/- 0,0001	0,0118 +/- 0,0001
Outros totais		0,1044	0,0211 +/- 0,0002	0,0226 +/- 0,0002

Fonte: Do autor.

4.3 ANÁLISE DE INCLUSÕES

Com o objetivo de entender a influência do estrôncio na formação de inclusões, foram coletadas seis amostras de tarugos: três com baixo teor de estrôncio e três com elevado o teor do estrôncio conforme mostra a Figura 35.

Figura 35 - Representação esquemática da posição que as amostras foram retiradas para as análises dos lotes da liga 6063 com e sem estrôncio



Fonte: Do autor.

Tabela 18 - Análises de inclusões da liga 6063 sem estrôncio, lote 1

Detalhamento	Amostras 1	Amostras 2	Amostras 3	Média
Posição de amostragem	Centro do tarugo	Centro do tarugo	Centro do tarugo	-
Massa filtrada (Kg)	0,9	0,85	1,25	-
Comprimento da corda (mm)	12,6	11,2	12,6	-
Magnitude	200x	200x	200x	-
Carbetos <3 (mm ² /kg)	0,0040	0,0200	0,0166	0,0135 +/- 0,0069
Carbetos >3 (mm ² /kg)		0,0050		0,0050 +/- 0,0000
MgO (mm ² /kg)	0,0108	0,0283	0,0192	0,0194 +/- 0,0071
Spinel (mm ² /kg)	0,0238	0,0650	0,0388	0,0425 +/- 0,0170
TiVB ₂ (mm ² /kg)	0,0003			0,0003 +/- 0,0000
TiB ₂ /TiC (mm ² /kg)	0,0700	0,4194	0,1179	0,2024 +/- 0,1547
Inclusões (mm ² /kg)	0,1092	0,5378	0,1925	0,2798 +/- 0,1856
Sem refinador de grãos (mm ² /kg)	0,0392	0,1184	0,0746	0,0774 +/- 0,0324
Inclusões duras (mm ² /kg)	0,0350	0,0984	0,0580	0,0638 +/- 0,0262

Fonte: Do autor.

Tabela 19 - Análises de inclusões da liga 6063 com estrôncio, lote 2

Detalhamento	Amostras 1	Amostras 2	Amostras 3	Amostras 4	Amostras 5	Amostras 6	Média
Posição de amostragem	Início do tarugo	Início do tarugo	Início do tarugo	Centro do tarugo	Centro do tarugo	Centro do tarugo	-
Teor médio de estrôncio (%)	0,04	0,04	0,04	0,03	0,03	0,03	-
Massa filtrada (Kg)	0,9	1	1	1	0,8	1	-
Comprimento da corda (mm)	12,6	12,1	11,2	11,9	13,4	11,5	-
Magnitude	200x	200x	200x	200x	200x	200x	-
Carbetos <3 (mm ² /kg)	0,0245	0,0495	0,0333	0,0270	0,0333	0,0318	0,0332 +/- 0,0027
Carbetos >3 (mm ² /kg)	0,0024	0,0033	0,0085	0,0137	0,0174	0,0035	0,0081 +/- 0,0059
MgO (mm ² /kg)	0,0196	0,0387	0,0298	0,0180	0,0411	0,0176	0,0275 +/- 0,011
Spinel (mm ² /kg)	0,0413	0,0689	0,1056	0,0730	0,0559	0,0545	0,0665 +/- 0,0084
TiB ₂ /TiC (mm ² /kg)	0,1704	0,1774	0,2707	0,1621	0,1999	0,2188	0,1999 +/- 0,0236
Inclusões (mm ² /kg)	0,2583	0,3382	0,4479	0,2942	0,3476	0,3261	0,3354 +/- 0,0219
Sem refinador de grãos (mm ² /kg)	0,0878	0,1607	0,1772	0,1321	0,1477	0,1073	0,1355 +/- 0,0166
Inclusões duras (mm ² /kg)	0,0633	0,1112	0,1439	0,1051	0,1144	0,0756	0,1023 +/- 0,0165

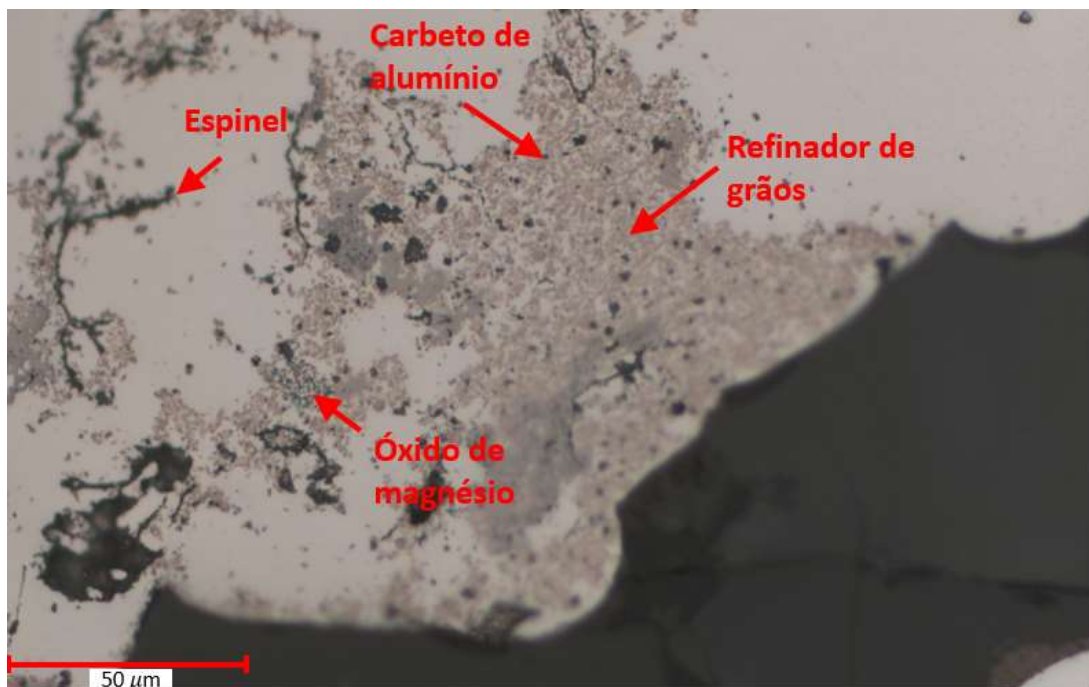
Fonte: Do autor.

As Figuras 36 e 37, mostram a micrografia das ligas 6063 sem e com estrôncio, respectivamente e indicam a distribuição das inclusões presentes.

De forma geral, o teor de inclusões não é prejudicial ao processo de extrusão, já que o limite recomendado para garantir uma boa trabalhabilidade da liga é de $0,03\text{mm}^2/\text{Kg}$ (sem refinador de grãos).

As inclusões de Carbetos, óxido de magnésio, espinel e boreto de titânio estão correlacionadas a eficiência de processo, e não a presença de estrôncio na liga. Portanto, o motivo pelo qual os teores de carbeto e principalmente de espinel das amostras com estrôncio serem superiores à média das amostras sem estrôncio pode ser decorrente de alguma variação de presença de carbono ou tempo de descanso do banho de alumínio líquido. Além disso, as análises não apontaram nenhuma evidência de perda de funcionalidade do refino de grãos. Esse fator pode ser confirmado através de análise de tamanhos de grãos.

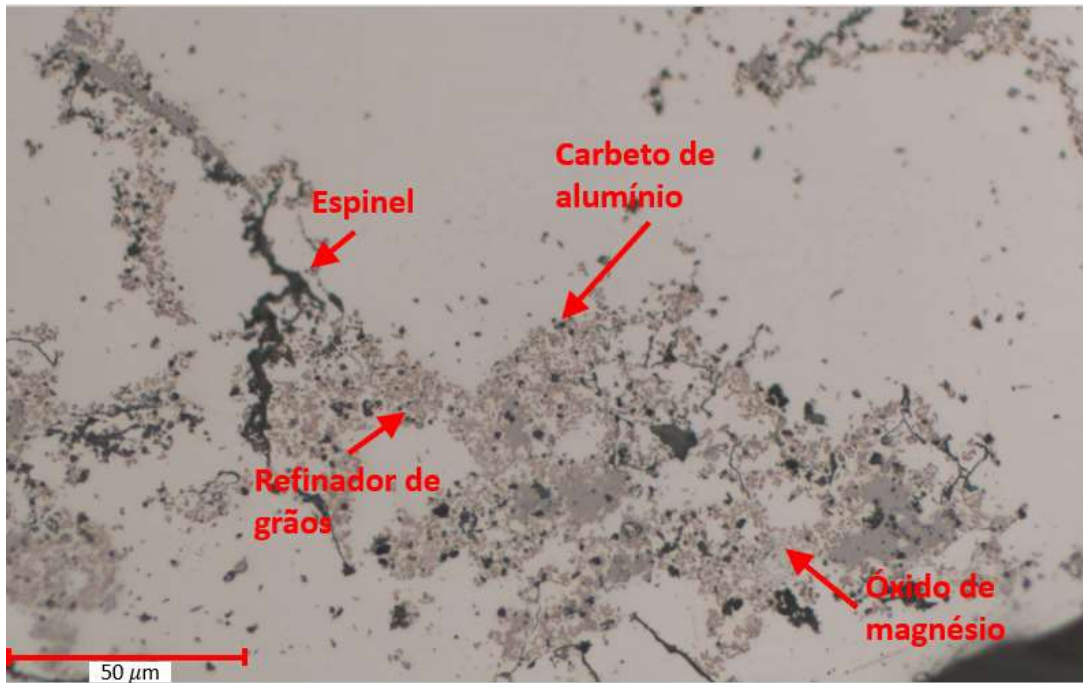
Figura 36 - Micrografia de inclusões da liga 6063 sem estrôncio, lote 1, amostra 3



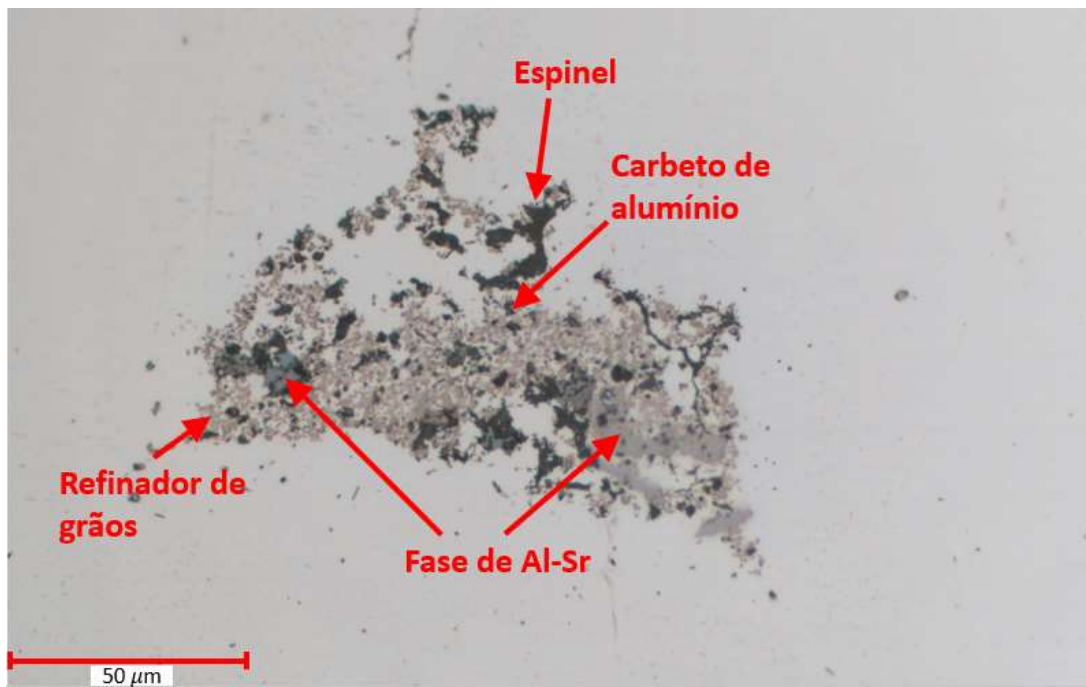
Fonte: Do autor.

As Figuras 37a e 37b, mostram as micrografias de inclusões da liga 6063 com estrôncio, nas amostras 3 e 6, com maior e menor teor de estrôncio, respectivamente.

Figura 37 - Micrografia de inclusões da liga 6063 com estrôncio



(a)



(b)

Fonte: Do autor.

Legenda: (a) amostra 3

(b) amostra 6

4.4 ANÁLISES DE DUREZA

Para verificar a influência do estrôncio na dureza da liga, medidas de dureza foram performados nos lotes submetidos aos tratamento térmico de 0, 1, 1,5, 2 e 3 horas. Foram realizadas cinco medidas nas amostras: uma medida no centro, duas no meio-raio e duas no raio. Os resultados foram calculados através da conversão do tamanho do orifício gerado pelo durômetro na amostra em centímetros pela dureza Brinell (HB). As Tabelas 20 e 21 apresentam os resultados obtidos.

Tabela 20 - Medidas de dureza do lote da liga 6063 sem estrôncio, em Brinell (HB)

Tratamento térmico (horas)	Posições das medidas em cm					Dureza HB
	Centro	Meio raio (1)	Meio raio (2)	Raio (1)	Raio (2)	
0	3,90	3,88	3,85	3,89	3,90	40,6 +/- 0,02
1	4,35	4,29	4,31	4,35	4,32	32,0 +/- 0,02
1,5	4,18	4,15	4,30	4,22	4,25	34,1 +/- 0,05
2	4,12	4,10	3,95	4,00	4,15	37,0 +/- 0,08
3	4,03	4,10	4,03	4,08	4,00	37,1 +/- 0,04

Fonte: Do autor.

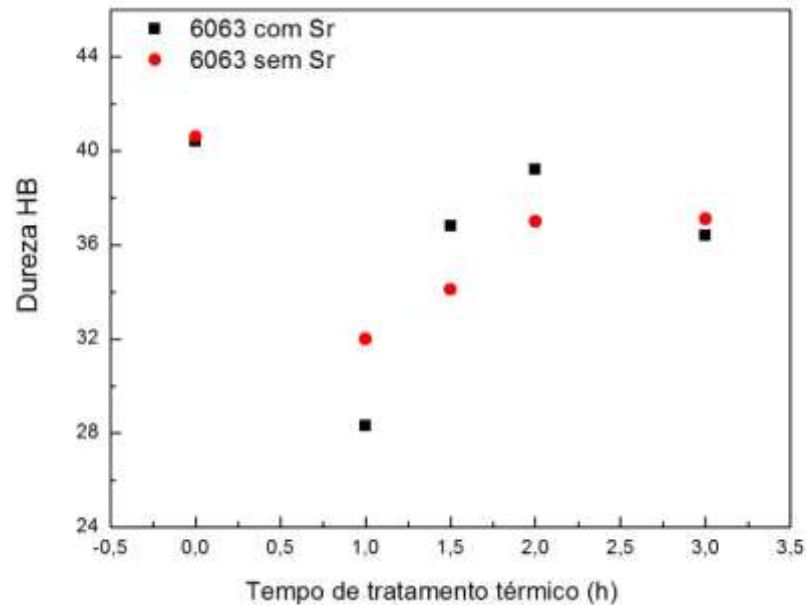
Tabela 21 - Medidas de dureza do lote da liga 6063 com estrôncio, em Brinell (HB)

Tratamento térmico (horas)	Posições das medidas em cm					Dureza HB
	Meio	Meio raio (1)	Meio raio (2)	Raio (1)	Raio (2)	
0	3,90	3,89	3,93	3,90	3,84	40,4 +/- 0,03
1	4,50	4,50	4,51	4,49	4,50	28,3 +/- 0,01
1,5	4,15	4,05	4,05	4,05	4,07	36,8 +/- 0,04
2	4,00	3,98	3,92	3,91	3,95	39,2 +/- 0,03
3	4,09	4,10	4,05	4,10	4,12	36,4 +/- 0,02

Fonte: Do autor.

A Figura 38 apresenta o comportamento de dureza das ligas em função do tempo do tratamento térmico.

Figura 38 - Valores de dureza (HB), em função do tempo do tratamento térmico das ligas 6063 com e sem estrôncio



Fonte: Do autor.

Observa-se que não houve variação significativa dos valores da dureza nas ligas 6063 com e sem estrôncio. Isso mostra que a adição de estrôncio não impacta na dureza do produto.

Entretanto, foi observado uma diminuição da dureza para ambas as ligas, quando comparado ao tempo zero (sem tratamento térmico). Essa fato é decorrente da solubilização parcial de elementos de liga endurecedores, como como magnésio e silício.

E para tratamentos térmicos com tempos maiores de uma hora, observou-se que a dureza aumentou, o que pode ser explicado pela maior eficiência na distribuição dos elementos de liga endurecedores e maior promoção dos arranjos estiquiométricos para a formação de precipitados finos durante o resfriamento.

4.5 MICROSCOPIA ÓTICA

4.5.1 Segregação inversa

As análises de segregação inversa foram realizadas nas amostras da liga 6063 sem estrôncio e com estrôncio, e sem tratamento térmico de ambos os lotes, conforme mostra a Figura 39 e a Tabela 22 mostram as medidas da segregação inversa.

Observou-se nas ligas 6063 sem estrôncio e com estrôncio, que os valores obtidos da segregação inversa estão de acordo com o recomendado para o vazamento da liga. E a diferença dos valores obtidos, se deve as variações de processo como temperatura do metal ou temperatura da mesa refratária, porém não promoveu diferença significativa na composição química final entre os lotes.

Tabela 22 - Medidas da segregação inversa da liga 6063 sem tratamento

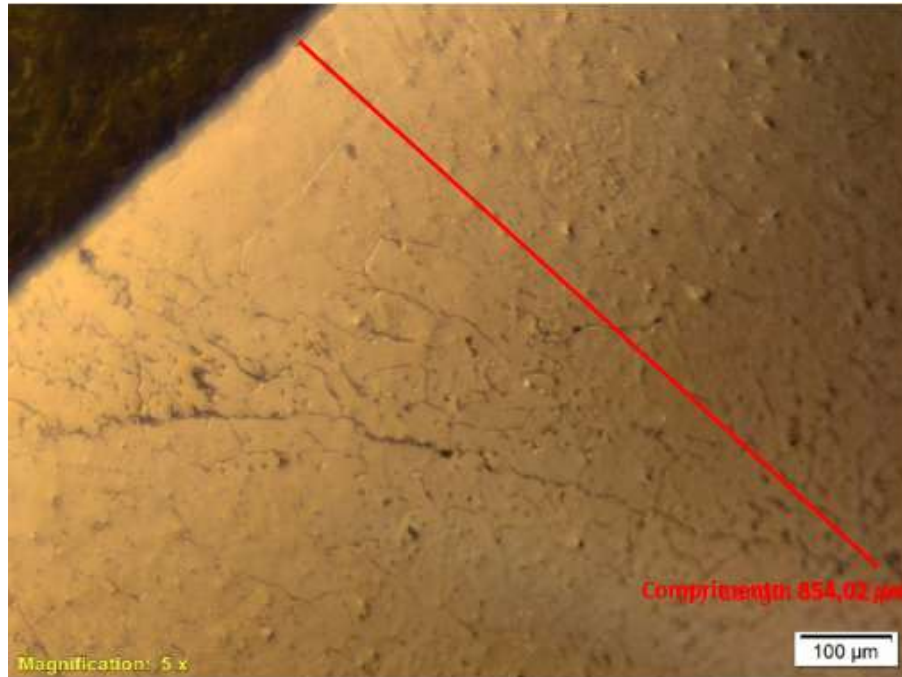
Amostra	Segregação inversa (μm)		
	Medida 1	Medida 2	Média
Liga 6063 sem Sr	854,02	675,70	764,86 +/- 89.16
Liga 6063 com Sr	550,76	568,56	559,66 +/- 8.90

Fonte: Do autor.

Figura 39 - Micrografia obtida por microscopia ótica da segregação inversa da liga 6063 sem tratamento térmico



(a)



(b)

Fonte: Do autor.

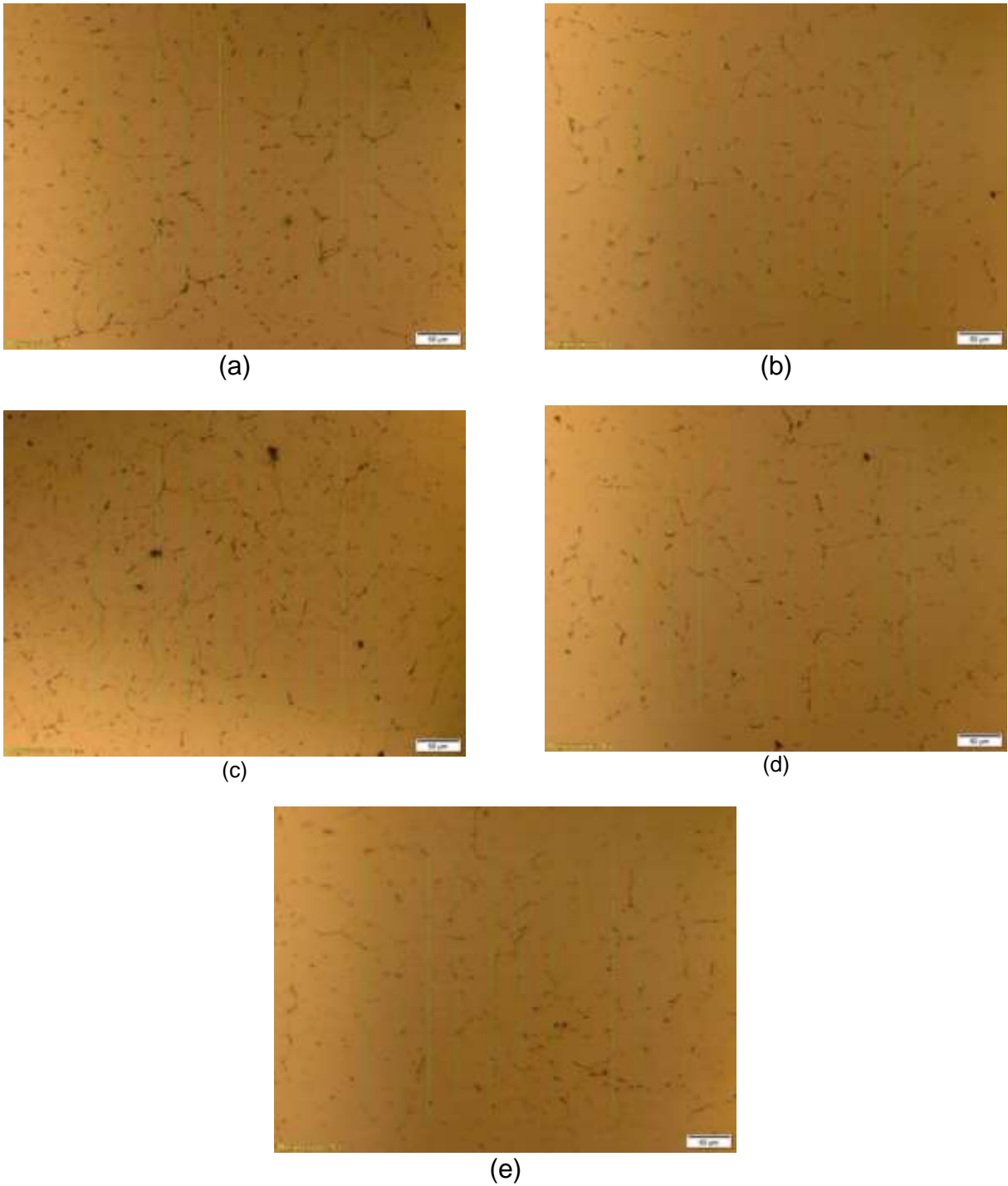
Legenda: (a) Liga 6063 sem estrôncio

(b) Liga 6063 com estrôncio

4.5.2 Tamanho de grãos

As Figuras 40 e 41 mostram as micrografias obtidas por microscopia ótica, e empregadas para determinar o tamanho de grãos da liga 6063 sem Sr e com Sr, respectivamente. O método do intercepto linear, segundo norma ISO 643:2012, foi utilizado para determinar e avaliar o tamanho de grãos, e os valores obtidos estão apresentados na Tabela 23.

Figura 40 - Micrografia por microscopia ótica para análise de tamanho de grãos da liga 6063 sem Sr



Fonte: Do autor.

Legenda: (a) Tratamento térmico de 0 horas.
(b) Tratamento térmico de 1 hora.
(c) Tratamento térmico de 1,5 hora.
(d) Tratamento térmico de 2 horas.
(e) Tratamento térmico de 3 horas.

Figura 41 - Micrografia por microscopia ótica para análise de tamanho de grãos da liga 6063 com Sr



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)

Fonte: Do autor.

Legenda: (a) Tratamento térmico de 0 horas
(b) Tratamento térmico de 1 hora
(c) Tratamento térmico de 1,5 horas
(d) Tratamento térmico de 2 horas
(e) Tratamento térmico de 3 horas

Tabela 23 - Medidas de tamanhos de grãos

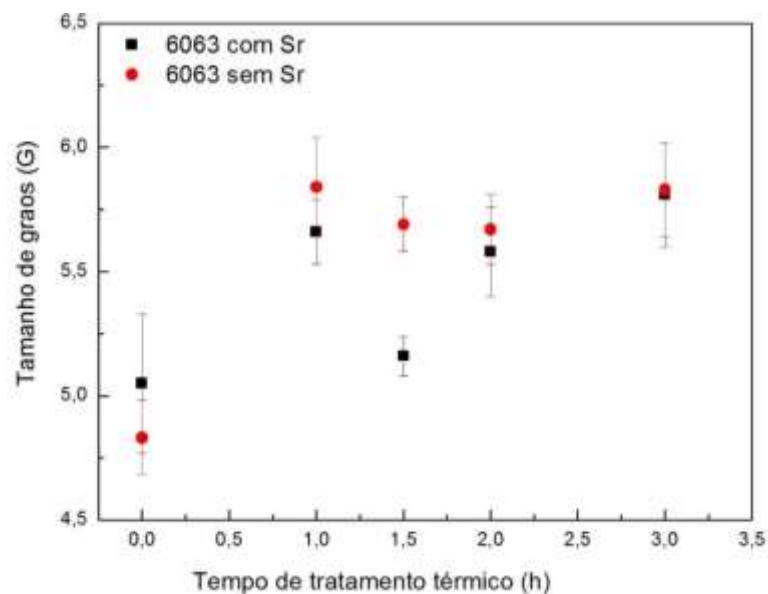
Tratamento térmico (horas)	Tamanho de grãos (unidade G)							
	6063 sem Sr				6063 com Sr			
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média
0	5,00	4,85	4,64	4,83 ± 0,15	5,45	4,85	4,85	5,05 ± 0,28
1	6,11	5,76	5,65	5,84 ± 0,20	5,80	5,68	5,49	5,66 ± 0,13
1,5	5,83	5,68	5,57	5,69 ± 0,11	5,19	5,23	5,05	5,16 ± 0,08
2	5,87	5,57	5,57	5,67 ± 0,14	5,83	5,49	5,41	5,58 ± 0,18
3	6,01	5,90	5,57	5,83 ± 0,19	6,04	5,87	5,53	5,81 ± 0,21
Média	-	-	-	5,57 ± 0,38	-	-	-	5,45 ± 0,30

Fonte: Do autor.

A Tabela 23 mostra as medidas de tamanho de grãos (convertidos em unidade número G) para as ligas 6063 com Sr e sem Sr em diferentes períodos de tratamento térmico. O número G representa o número de grãos em um espaço definido. Portanto, quando maior o número G, menor o tamanho de grão.

A Figura 42 exibe o gráfico de variação de tamanho de grãos para diferentes tempos de tratamento térmico para ambos os lotes.

Figura 42 - Variação da média de tamanhos de grãos para lotes de 6063 com e sem Sr em períodos de tratamento térmico distintos



Fonte: Do autor.

O tratamento térmico na liga 6XXX não afeta no tamanho de grãos. Essa característica é definida durante a solidificação do metal, em que parâmetros como temperatura de metal, taxa de solidificação e quantidade de refinadores de grãos são os principais fatores que impactam na uniformidade dos grãos e seu respectivo tamanho médio.

Através do gráfico apresentado na Figura 42 é evidente que a variação de tamanho de grãos entre diferentes tempos de tratamento térmicos é mínima, logo o tratamento térmico não influenciou no tamanho do grão.

Conforme exposto, um dos fatores que colaboram com a definição do tamanho de grão é a adição do refinador de grão. Entretanto, se o refinador de grão perder sua funcionalidade, o tamanho de grão acaba sendo comprometido, podendo ficar maior que a média recomendável e não uniforme. Dependendo da forma como o estrôncio é adicionado no metal, este elemento pode reagir com o TiB_2 formando inclusões e fazendo com que o refinador perca a sua funcionalidade.

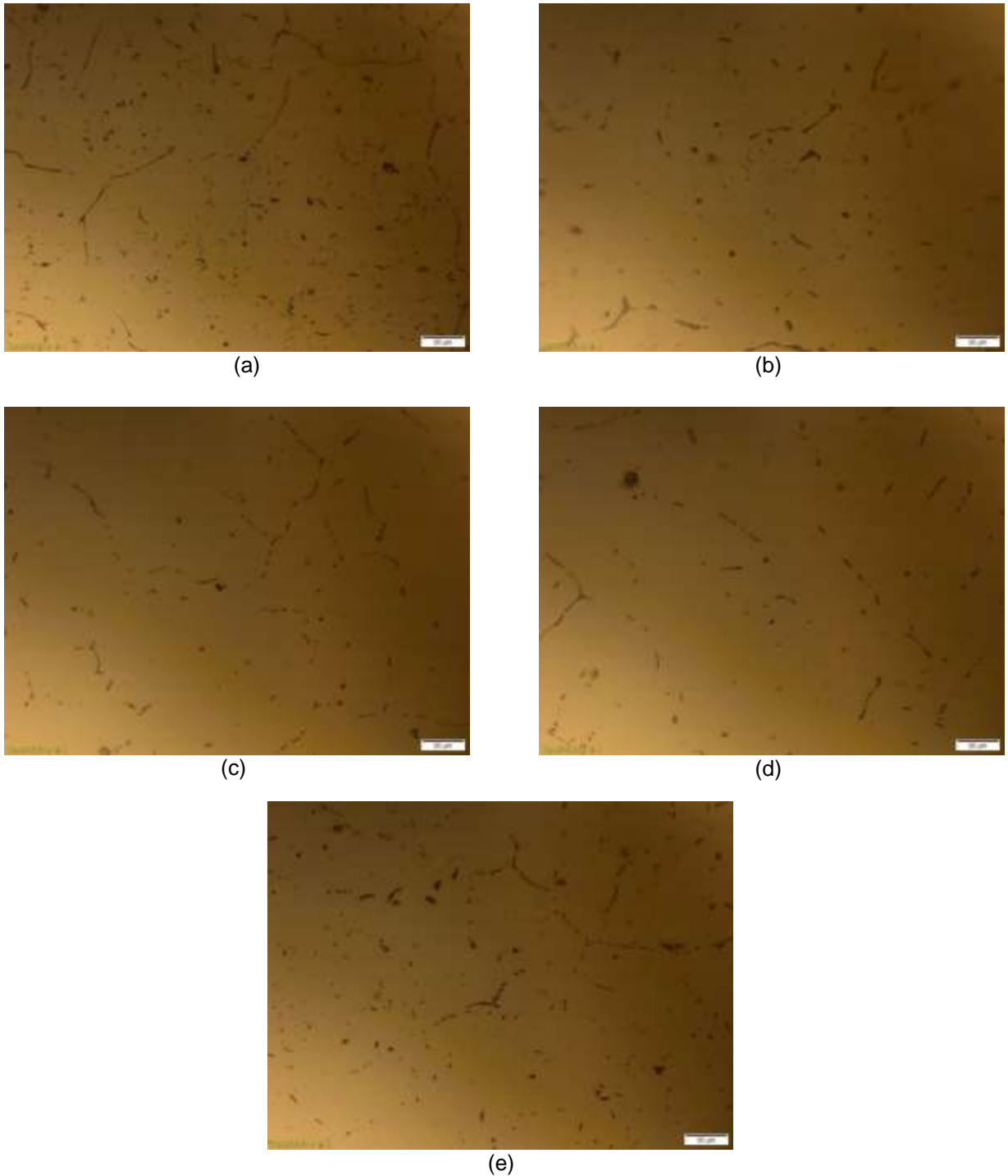
O tempo de residência do estrôncio no metal e a agitação do metal no filtro cerâmico foi o suficiente para que impedisse a formação das inclusões uma vez que a liga com estrôncio não resultou em tamanhos de grãos com uma diferença significativa da liga sem estrôncio. Além disso, as análises de PoDFA também confirmam a ausência de inclusões provenientes da reação do estrôncio com o TiB_2 .

O tamanho de grão médio não deve ser menor do 1,5 μm para que a extrusão não seja comprometida. E os resultados, mostram que a média do tamanho de grão em ambas as ligas se manteve dentro do recomendável.

4.5.3 Transformação de fases

As Figuras 43 e 44 mostram as micrografias obtida por microscopia ótica das ligas 6063 sem Sr e com Sr, respectivamente, para as análises de transformação de fases.

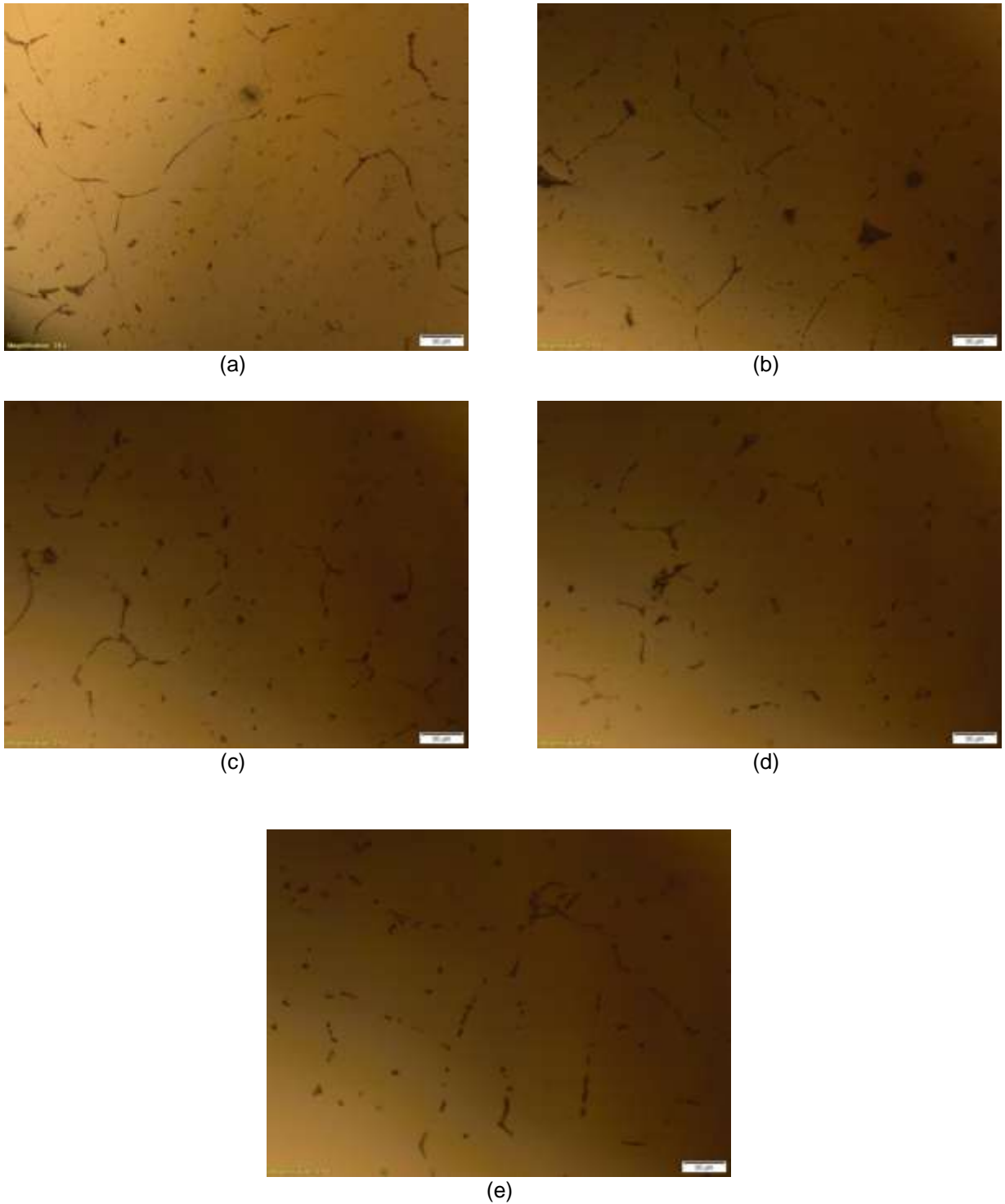
Figura 43 - Micrografia obtida por microscopia ótica da liga 6063 sem Sr



Fonte: Do autor.

Legenda: (a) Tratamento térmico de 0 horas
(b) Tratamento térmico de 1 hora
(c) Tratamento térmico de 1,5 hora
(d) Tratamento térmico de 2 horas
(e) Tratamento térmico de 3 horas

Figura 44 - Micrografia obtida por microscopia ótica da liga 6063 com Sr



Fonte: Do autor.

Legenda: (a) Sem tratamento térmico
(b) Tratamento térmico de 01 hora
(c) Tratamento térmico de 1,5 hora
(d) Tratamento térmico de 02 horas
(e) Tratamento térmico de 03 horas

As Tabelas 24 e 25 apresentam dados completos sobre a transformação intermetálica das ligas em diferentes tempos do tratamento térmico. A % de transformação mostra o percentual de intermetálicos que atendem a fase α . A qualidade do metal para a extrusão está diretamente relacionada aos teores dos intermetálicos α e β na microestrutura. Os intermetálicos β apresentam morfologia agulhada e tem ponto de fusão mais baixo do que os intermetálicos α . Essas características fazem com que tarugos com alto percentual de fase β (ou baixa transformação intermetálica) gerem perfis com defeitos superficiais, como *pick-ups*.

Portanto, para a promoção de um material com boa extrudabilidade, é importante que o % de transformação de fases seja o mais alto possível.

Tabela 24 - Transformação de fases intermetálicas da liga 6063 sem Sr

	Tratamento Térmico				
	0 horas	1 horas	1,5 hora	2 horas	3 horas
% transformação	90,3%	91,7%	96,6%	97,5%	98,4%
Tamanho da maior partícula intermetálica (μm)	22,0	18,8	24,7	18,0	23,7
% de $\alpha < 10 \mu\text{m}$	97,2%	97,1%	95,3%	96,6%	98,0%
% de α entre 10 e 30 μm	2,8%	2,6%	4,7%	3,4%	2,0%
% de $\alpha > 30 \mu\text{m}$	0,0%	0,0%	0,0%	0,0%	0,0%

Fonte: Do autor.

Tabela 25 - Transformação de fases intermetálicas da liga 6063 com Sr

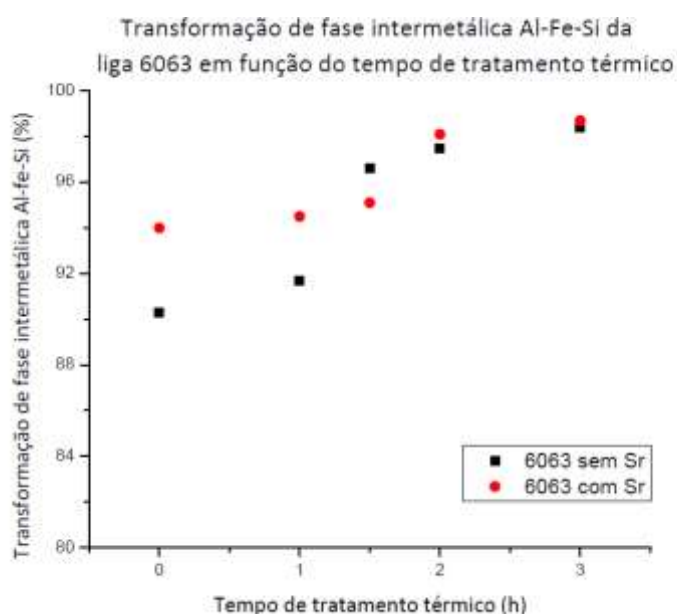
	0 horas	1 hora	1,5 horas	2 horas	3 horas
% transformação	94,0%	94,5%	95,1%	98,8%	98,7%
Tamanho da maior partícula intermetálica (μm)	34,1	20,8	22,3	19,1	24,5
% de $\alpha < 10 \mu\text{m}$	95,1%	96,5%	95,1%	97,8%	95,3%
% de α entre 10 e 30 μm	4,4%	3,5%	4,9%	2,2%	4,7%
% de $\alpha > 30 \mu\text{m}$	0,5%	0,0%	0,0%	0,0%	0,0%

Fonte: Do autor.

Além disso, as Tabelas exibem outros dados que estão correlacionados aos tamanhos de intermetálicos. O tamanho dessas partículas afeta diretamente na formação de *pick ups* e outros defeitos superficiais nos perfis gerados do material extrudado. Portanto, quanto menor as partículas intermetálicas, menor a possibilidade de seus deslocamentos e formação de defeitos na superfície dos perfis.

A Figura 45, mostra que a transformação de fase tende a melhorar à medida que aumenta o tempo do tratamento térmico. Isso é coerente com a expectativa, uma vez que quando a liga recebe energia térmica, promove o rearranjo dos intermetálicos instáveis (β) para uma morfologia estável (intermetálicos α), portanto essa transformação é favorecida pelo tempo do tratamento térmico.

Figura 45 - Variação da média de transformação de fase intermetálica para lotes de 6063



Fonte: Do autor.

A liga com Sr possui uma vantagem da distribuição de fases intermetálicas antes mesmo de se iniciar o tratamento térmico, já que 94% dos intermetálicos já se encontram na fase alfa. Entretanto, os intermetálicos alfa atingem uma distribuição com menores tamanhos no lote sem estrôncio conforme aumenta o tempo do tratamento térmico

Dessa forma, os resultados demonstram que o estrôncio é um facilitador na transformação intermetálica. E segundo a literatura (indicar algumas referências que

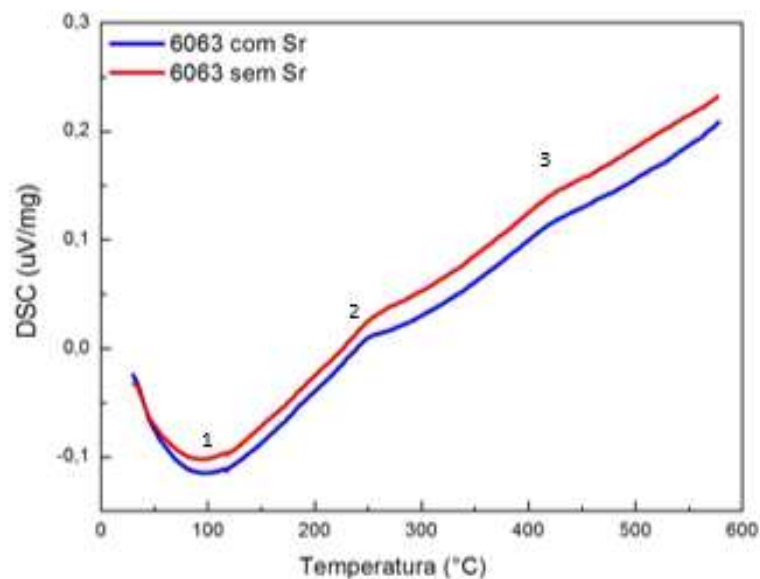
justifique essa afirmação), estudos demonstram a tendência de formação de uma maior proporção de intermetálico estável α durante a solidificação da liga. E de fato, essa tendência foi comprovada neste trabalho.

Além disso, é possível observar em termos de transformação de fase que a liga convencional (6063 sem Sr), necessita de 3 horas de tratamento térmico para atingir a mesma condição que a liga com estrôncio (6063 com Sr) atinge em 2 horas de tratamento térmico. Portanto, a liga estudada gera vantagens energéticas para indústria metalúrgica de alumínio.

4.5.4 Análises térmicas

A Figura 46 mostra as curvas das análises por calorimetria exploratória diferencial (DSC) das ligas com e sem estrôncio. Observou-se a presença de três picos no gráfico apresentado. O pico classificado como 1, é endotérmico e ocorre em torno de 100°C, é decorrente dos agrupamentos de elementos de liga. Os picos endotérmicos 2 (em torno de 260°C) e 3 (em torno de 450°C), ocorre a precipitação dos elementos Mg e Si na estrutura β'' , e a precipitação do β , respectivamente.

Figura 46 - Curvas de DSC das ligas 6063 com e sem estrôncio



Fonte: Do autor.

As duas ligas apresentam as transformações dos precipitados nas mesmas temperaturas, e com praticamente a mesma intensidade. Portanto a adição do estrôncio na liga não muda a evolução de precipitação do magnésio e silício, que se comportam como endurecedores no perfil extrudado.

5 CONCLUSÃO

Os resultados mostraram que a metodologia de adição de vergalhão de estrôncio de forma gradual antes da solidificação dos tarugos, apresentou uma eficiência química de 75%, sendo mais efetiva do que a inserção do estrôncio no banho de alumínio, que apresentou uma perda da eficiência em função do tempo.

Em relação a análises de inclusões, os resultados de PoDFA mostraram que não houve variação de teor de inclusões causados pela presença do estrôncio, nas ligas 6063 com e sem estrôncio.

Foi observado uma redução da dureza para ambas as ligas (com e sem estrôncio), quando comparado com a condição sem tratamento térmico. Porém, observou-se um aumento da dureza com o tempo de tratamento térmico, nas ligas com e sem estrôncio. Esses efeitos foram decorrentes da solubilização parcial dos elementos de liga endurecedores e pelo rearranjo estiquiométrico para a formação de precipitados finos durante o resfriamento.

As análises de microscopia óptica mostraram que os tamanhos de grãos e segregação inversa não foram comprometidos pela adição do Sr e o tempo de tratamento térmico. Entretanto, as transformações de fases intermetálicas (mudança da fase β para fase α) têm influências da adição do estrôncio na liga, permitindo a redução de tratamento térmico em uma hora comparado a condição da liga sem o estrôncio em sua composição.

As análises de DSC mostraram que a adição de estrôncio não afetou a transformação da estrutura dos precipitados (Mg_2Si), fator que poderia estar vinculado a performance mecânica do produto.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1- Realizar ensaio de corrosão em amostras de 6063 sem estrôncio e com estrôncio em cada condição de tratamento térmico (0 horas, 1 hora, 1,5 horas, 2 horas e 3 horas).
- 2- Realizar ensaio de DRX em amostras de 6063 sem estrôncio e com estrôncio em cada condição de tratamento térmico (0 horas, 1 hora, 1,5 horas, 2 horas e 3 horas).
- 3- Realizar microscopia eletrônica de varredura acoplada à microanálise, para observar em detalhes as transformações de fase.
- 4- Realizar ensaios mecânicos (tração) nas ligas tratadas termicamente.

REFERÊNCIAS

ABB BOMEM. **Documento de inclusões**. Alcoa, 2017.

ABREU, F. et al. Avaliação da resistência à corrosão da liga de alumínio 6101 após diferentes tratamentos térmicos de precipitação. **Corrosão e Proteção de Materiais**, [s.l.], v.31, p. 65-70, 2012. Disponível em: <https://scielo.pt/pdf/cpm/v31n3-4/v31n3-4a02.pdf>. Acesso em 9 dez. 2020.

AL-MARAHLEH, G. Effect of heat treatment on the distribution and volume fraction of Mg₂Si in structural aluminum alloy 6063. **Metal Science and Heat Treatment**, [s.l.], v. 48, n. 5-6, p. 205-209, 2006. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11041-006-0071-5>. Acesso em 9 dez. 2020.

ALCOA Primary Metals. Alloying Documents. 2008.

ALTENPOHL, D. **Aluminum viewed from within an introduction into the metallurgy of aluminum fabrication**. Düsseldorf: Aluminum Verlag, 1982.

ASHKENAZI, D. How aluminum changed the world: a metallurgical revolution through technological and cultural perspectives. **Technological Forecasting And Social Change**, [s.l.], v. 143, p. 101-113, 2019. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0040162518309375>. Acesso em 9 dez. 2020.

ASHTARI, P.; TEZUKA, H.; SATO, T. Influence of Li addition on intermetallic compound morphologies in Al–Si–Cu–Fe cast alloys. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 51, n. 1, p. 43-46, jul. 2004. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359646204001691>. Acesso em 9 dez. 2020.

BALOGUN, S. et al. Mechanical Characteristics of 6063 Aluminum-Steel Dust Composite. **International Scholarly Research Network**, [s.l.], p. 1-6, 2019. Disponível em: <https://downloads.hindawi.com/archive/2012/461853.pdf>. Acesso em 9 dez. 2020.

BERNDT, N.; FRINT, P.; WAGNER, M. Influence of Extrusion Temperature on the Aging Behavior and Mechanical Properties of an AA6060 Aluminum Alloy. **Metals**, [s.l.], v. 8, n. 1, p.12-51, 2018. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/1/51>. Acesso em 9 dez. 2020.

BERTELLI, Felipe. **Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias**. 2012. 178 p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP, 2012. Disponível em: <http://www.repositorio.unicamp.br/handle/REPOSIP/264501>. Acesso em: 19 mar. 2020

BIROL, Y. Optimization of homogenization for a low alloyed AlMgSi alloy. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 80, p. 69-75, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1044580313000806>. Acesso em 9 dez. 2020.

BIROL, Y. Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, [s.l.], v. 23, n. 7, p. 1875-1881, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1003632613626722>. Acesso em 9 dez. 2020.

BRADASCHIA, Clóvis, **Técnicas de Fundição do Alumínio e suas Ligas**. São Paulo: Abm, 1988a.

CAPELÔA, Fernando. **Influência das Propriedades Plásticas na maquinabilidade de Ligas de Alumínio**. 2018. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) - Faculdade de ciência e tecnologia da Universidade de Coimbra. Coimbra. Julho, 2018. Disponível em: <https://estudogeral.uc.pt/handle/10316/86061>. Acesso em 9 dez. 2020.

CATARINO, Jonny. **Influência do desbalanceamento da onda retangular na liga de alumínio 6063-T6 soldada pelo processo TIG-CA**. 2015. 72 f. Dissertação (mestrado em ciência e tecnologia de materiais) - Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho, Faculdade de Ciências, 2015. Disponível em: <https://hdl.handle.net/11449/132497>. Acesso em 9 dez. 2020.

CIESLAR, M; BAYAT, T; BAYAT, N. In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, [s.l.], v. 130, p. 165-171, 2019. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S002236971831669X>. Acesso em 9 dez. 2020.

CLAVES, S.r.; ELIAS, D.I.; MISIOLEK, W. Z. Analysis of the Intermetallic Phase Transformation Occurring during Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys. **Materials Science Forum**, [s.l.], v. 396-402, p. 667-674, jul. 2002. Disponível em: <https://www.scientific.net/MSF.396-402.667>. Acesso em 9 dez. 2020.

CORRÊA, Renan. **Influência da redução do tempo de tratamento térmico de homogeneização contínua na microestrutura e qualidade metalúrgica de tarugos de alumínio, liga 6063 e diâmetro de 6"**. 2014. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, São Carlos, SP, 2014. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/7350>. Acesso em 9 dez. 2020.

DAI, W. et al. Development of Al–Si–Zn–Sr filler metals for brazing 6061 aluminum alloy. **Materials & Design**, [s.l.], v. 42, p. 395-402, 2012. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0261306912004049>. Acesso em 9 dez. 2020.

DIAO, Q.Z., TSAI, H.L. Modeling of solute redistribution in the mushy zone during solidification of aluminum-copper alloys. **Metall Mater Trans**, [s.l.], v. 24, p. 963–973, 1993. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007%2FBF02656518>. Acesso em 9 dez. 2020.

ESPÓSITO, I. M.; BUSO, S. J.; MONTEIRO, W. A. **Caracterização Mecânica e microestrutural da liga Al 6063 após tratamentos termomecânicos**. In: CBECMat, 17º, 2006, Foz do Iguaçu, PR. Disponível em: <https://repositorio.ipen.br/bitstream/handle/123456789/18522/12574.pdf?sequence=1>. Acesso em 9 dez. 2020.

GIANLISELLE, Felipe. **Evolução Microestrutural Durante o Processamento da Liga de Alumínio AA 7108**. 2019. Dissertação (Mestrado em Metalurgia e Engenharia de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2019. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-06052019-085439/en.php>. Acesso em 9 dez. 2020.

GIOFRÉ, D. et al Ab initio modelling of the early stages of precipitation in Al-6000 alloys. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 140, p. 240-249, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359645417306614>. Acesso em 9 dez. 2020.

GOMES, Camila. **Processo de fabricação de tarugos pelo método HotTop de ligas de alumínio da série 6XXX e as não conformidades desse processamento**. 2013. 38 f. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/119283>. Acesso em 9 dez. 2020.

HASKEL, T. ; VERRAN, G. O. ; BARBIERI, R. Rotating and bending fatigue behavior of A356 aluminum alloy: effects of strontium addition and t6 heat treatment. **International Journal Of Fatigue**, [s.l.], v. 114, p. 1-10, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112318301427>. Acesso em 9 dez. 2020.

JARADEH, M.M.; CARLBERG, T. Analysis of Distribution of Nonmetallic Inclusions in Aluminum DC-Cast Billets and Slabs. **Metall Mater Trans**, [s.l.], v. 43, p. 82–91, 2012. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-011-9562-x>. Acesso em 9 dez. 2020.

JAYAGANTHAN, R.; PANIGRAHIA, S. Influence of solutes and second phase particles on work hardening behavior of Al 6063 alloy processed by cryorolling. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 528, i. 7-8, p. 3147-3160, 2011. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509311000189>. Acesso em 9 dez. 2020.

KATGERMAN, L. A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminum Alloys During D.C. Casting. **JOM**, [s.l.], v. 34, p. 46–49, 1982. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03339110>. Acesso em 9 dez. 2020.

KENNEDY, M. W. et al. Electromagnetically Modified Filtration of Aluminum Melts—Part I: Electromagnetic Theory and 30 PPI Ceramic Foam Filter Experimental Results. **Metallurgical and Materials Transactions**, [s.l.], v. 44, n. 3, p. 691-705, 2013. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-013-9798-8>. Acesso em 9 dez. 2020.

KULUNK, B.; ZULIANI, D. J. Applications for the strontium treatment of wrought and die-cast Al. **JOM**, [s.l.], v. 48, n. 10, p. 60-63, 1996. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03223107>. Acesso em 9 dez. 2020.

LI, Xinwei et al. Grain refining mechanism in pure aluminum with nanosized TiN/Ti composite refiner addition. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 699, p. 283-290, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838816342967>. Acesso em 9 dez. 2020.

LIAO, Hengcheng; SUN, Guoxiong. Mutual poisoning effect between Sr and B in Al-Si casting alloys. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 48, n. 8, p. 1035-1039, 2003. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359646202006486>. Acesso em 9 dez. 2020.

LIU, C.I.; AZIZI-ALIZAMINI, H.; PARSON, N.c.; POOLE, W.j.; DU, Q. Microstructure evolution during homogenization of Al-Mg-Si-Mn-Fe alloys: modelling and experimental results. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, [s.l.], v. 27, n. 4, p. 747-753, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1003632617600852>. Acesso em 9 dez. 2020.

LIU, M; Zhang, J. Effect of initial grain size on the recrystallization and recrystallization texture of cold-rolled AA 5182 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 690, p. 233-243, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509317303015>. Acesso em 9 dez. 2020.

LU, GUANG-Xi. et al. Effect of Sr on forming properties of Al-Mg-Si based alloy sheets. **Transactions of the Nonferrous Metals Society of China**, [s.l.], v.16, p. 1489-1492, 2006. Disponível em: <https://www.journals.elsevier.com/transactions-of-nonferrous-metals-society-of-china>. Acesso em 9 dez. 2020.

LUO, Xiao-xiong et al. Development of inclusions in 3104 alloy melt during heating and holding treatments. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, [s.l.], v. 23, n. 6, p. 637-644, 2016. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12613-016-1276-2>. Acesso em 9 dez. 2020.

MACHADO, K., GONÇALVES, M. **TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO**. Associação brasileira do alumínio, 2017.

MANOJ GUPTA, V et al. A DSC study on the precipitation kinetics of cryorolled Al 6063 alloy. **Materials Chemistry and Physics**, [s.l.], v. 122, p. 188-193, 2010.

Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0254058410001136>. Acesso em 9 dez. 2020.

MENG, Cheng. **Effect of preheating condition on strength of AA6060 Aluminium Alloy for extrusion**. 2010. 136f. Tese (Doutorado em engenharia) - Auckland University of Technology, 2010. Disponível em

<https://openrepository.aut.ac.nz/handle/10292/957>. Acesso em 9 dez. 2020.

MRÓWKA-NOWOTNIK, G. Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys. **International scientific Journal**. [s.l.], v.46, p. 98-107, 2010. Disponível em:

https://www.amse.acmsse.h2.pl/vol46_2/4623.pdf . Acesso em 9 dez. 2020.

MRÓWKA-NOWOTNIK, Grażyna; SIENIAWSKI, Jan. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 162-163, p. 367-372, 2005. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013605002207>. Acesso em 9 dez. 2020.

MULAZIMOGLU, M. H. et al. The effect of strontium on the Mg₂Si precipitation process in 6201 aluminum alloy. **Metallurgical and Materials Transactions**, [s.l.], v. 28, n. 6, p. 1289-1295, 1997. Disponível em:

<https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11661-997-0265-5>. Acesso em 9 dez. 2020.

NUNES, A. et al. **Caracterização microestrutural de ligas de alumínio a partir da adição de boro**. In: CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 21º, 2014, Cuiabá, MT. Disponível em:

<https://www.metallum.com.br/21cbecimat/CD/PDF/304-130.pdf>. Acesso em 9 dez. 2020

OTTANI, Vinicius. **Efeito da re-nitreção nas propriedades de matrizes de extrusão a quente de alumínio, confeccionadas em aços ferramenta VX e H13**.

2018. 137 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -

Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, São Carlos, SP. 2018. Disponível em:

<https://repositorio.ufscar.br/bitstream/handle/ufscar/12406/Vinicius%20Cardoso%20Ottani%20-%20Disserta%3%a7%3%a3o.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em 9 dez. 2020.

PERRELLA, C. **Extrusion Ingot Quality Guideline**. Alcoa, 2007.

PIMENTA, Ednilson. **Estudo dos processos de soldagem TIG e MIG em estruturas de alumínio 6351 T6 NBR ISO 209-2010**. 2012. 86f. Dissertação (Mestrado em engenharia Mecânica) – Universidade de Taubaté, Taubaté, SP, 2012. Disponível em: <https://file:///C:/Users/almeifl1/OneDrive%20-%20Alcoa%20Corporation/Documents/Mestrado/Estudo/Impacto%20do%20estr%20C3%B4ncio%20na%20homogeniza%C3%A7%C3%A3o%20de%20ligas%206XXX/Estudo%20dos%20processos%20de%20soldagem%20TIG%20e%20MIG.pdf>. Acesso em 9 dez. 2020.

PIPANO, Thiago. **Impacto na camada de refusão e segregação inversa de tarugos de alumínio da série 6xxx com mudanças realizadas no molde de vazamento**. 2016. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG. 2016. Disponível em: https://bdtd.ibict.br/vufind/Record/UNIFAL_27d6b15eac9a3975d9e04e67002bc399. Acesso em 9 dez. 2020.

SAMARAS, S.n.; HAIDEMENOPOULOS, G.n. Modelling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 194, n. 1-3, p. 63-73, 2007. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013607003524>. Acesso em 9 dez. 2020.

SILVA FILHO, E. B.; ALVES, M.C.M.; MOTTA, M. Lama vermelha da indústria de beneficiamento de alumina: produção, características, disposição e aplicações alternativas. **Matéria**, [s.l.], v. 12, n. 2, p. 322-338, 2007. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/rmat/a/7wWLD4vdCd6nWnNqYzclXfs/?lang=pt&format=pdf>. Acesso em 9 dez. 2020.

SINDEL, Manfred; TRAVITZKY, Nahum A.; CLAUSSEN, Nils. Influence of Magnesium-Aluminum Spinel on the Directed Oxidation of Molten Aluminum Alloys. **Journal Of The American Ceramic Society**, [s.l.], v. 73, n. 9, p. 2615-2618, 1990. Disponível em: <https://ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/j.1151-2916.1990.tb06736.x>. Acesso em 9 dez. 2020.

SOUZA, Henrique. **Efeito da temperatura de solubilização no envelhecimento da liga de alumínio 6061**. 2006. 40f. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia mecânica) - Universidade Federal Do Espírito Santo, Centro Tecnológico, Departamento De Engenharia Mecânica, Vitória, ES, 2006. Disponível em: https://mecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/2006-1_henrique_pedrini.pdf. Acesso em 9 dez. 2020.

SOUZA, N. et al. Análise das variáveis térmicas e correlação com os espaçamentos dendríticos e microsegregação na solidificação unidirecional da liga binária Al-4%Cu. **Caderno UNIFOA**. n. 40, p. 5-17, 2019. Disponível em: https://mecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/2006-1_henrique_pedrini.pdf. Acesso em 9 dez. 2020.

TALBOT, D. E. J.; ANYALEBECHI, P. N. Solubility of hydrogen in liquid aluminium. **Materials science and technology**, v. 4, n. 1, p. 1-4, 1988. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/mst.1988.4.1.1>. Acesso em 9 dez. 2020.

UYEDA, S. The effect of a strontium addition in aluminum alloy 4147. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 763 ,p. 384-391, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838818320796>. Acesso em 9 dez. 2020.

WARKE, V. S.; SHANKAR, S.; MAKHLOUF, M. M. Mathematical modeling and computer simulation of molten aluminum cleansing by the rotating impeller degasser: Part II. Removal of hydrogen gas and solid particles. **Journal of materials processing technology**, v. 168, n. 1, p. 119-126, 2005. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013604012919>. Acesso em 9 dez. 2020.

YANG, Tuoyu; ZHANG, Deku; WANG, Kehong; HUANG, Jun. Effect of strontium and SmO on the microstructure and fracture mode of AlSi-Mg₂Si brazing filler metal. **Journal Of Rare Earths**, [s.l.], v. 34, n. 2, p. 187-196, 2016. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1002072116600133>. Acesso em 9 dez. 2020.

ZOU, Yun; LIU, Qing; JIA, Zhihong; XING, Yuan; DING, Lipeng; WANG, Xueli. The intergranular corrosion behavior of 6000-series alloys with different Mg/Si and Cu content. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 405, p. 489-496, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0169433217303963>. Acesso em 9 dez. 2020.