

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ**

**BRENDA DE SOUZA**

**ESTUDO INVESTIGATIVO DA INFLUÊNCIA DAS TAXAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
NAS LIGAS DE ALUMÍNIO A380.0 E A359.0: MICROESTRUTURAS E  
PROPRIEDADES MECÂNICAS RESULTANTES**

**LONDRINA**

**2024**

**BRENDA DE SOUZA**

**ESTUDO INVESTIGATIVO DA INFLUÊNCIA DAS TAXAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
NAS LIGAS DE ALUMÍNIO A380.0 E A359.0: MICROESTRUTURAS E  
PROPRIEDADES MECÂNICAS RESULTANTES**

**An investigative study of solidification rates influence on A380.0 and  
A359.0 aluminum alloys: microstructures and resulting mechanical  
properties**

Trabalho de conclusão de curso de graduação  
apresentado como requisito para obtenção do título de  
Bacharel em Engenharia de Materiais do curso da  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná  
(UTFPR).

Orientador: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

**LONDRINA**

**2024**



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

Esta licença permite compartilhamento, remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, mesmo para fins comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es). Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

**BRENDA DE SOUZA**

**ESTUDO INVESTIGATIVO DA INFLUÊNCIA DAS TAXAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
NAS LIGAS DE ALUMÍNIO A380.0 E A359.0: MICROESTRUTURAS E  
PROPRIEDADES MECÂNICAS RESULTANTES**

Trabalho de conclusão de curso de graduação apresentado como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais do curso da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Data de aprovação: 03/setembro/2024

---

Odney Carlos Brondino  
Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Câmpus Londrina

---

Fabiano Moreno Peres  
Doutor em Engenharia Metalúrgica  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Câmpus Londrina

---

Francisco Rosário  
Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Câmpus Londrina

**LONDRINA**

**2024**

## RESUMO

Este trabalho objetivou investigar a influência das taxas de solidificação nas características microestruturais e nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio A380.0 e A359.0, que são fundamentais na determinação do desempenho e da aplicabilidade destes materiais em diversos contextos industriais. Através de uma abordagem metodológica que englobou análise bibliográfica detalhada, tanto qualitativa quanto quantitativa, e estudos comparativos, foi possível elucidar como variações nas taxas de solidificação afetam de maneira significativa a formação da microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas das ligas em questão. Os resultados demonstraram que taxas de solidificação mais rápidas promovem a formação de microestruturas mais refinadas, o que se traduz em melhorias nas propriedades mecânicas, como aumento na resistência à tração e na dureza. Tal fenômeno é atribuído ao menor espaçamento interdendrítico secundário (SDAS), observado nas ligas que passaram por processos de solidificação acelerada. Além disso, foi evidenciada a distinção entre as ligas A380.0, de natureza secundária e obtida por meio da reciclagem de sucata de alumínio, e a liga A359.0, de natureza primária e produzida a partir do alumínio extraído pelo beneficiamento da bauxita, destacando a relevância da origem e composição na definição das propriedades finais dos materiais. Este estudo contribui significativamente para o enriquecimento da literatura científica em língua portuguesa sobre o tema, ampliando o entendimento acerca da importância das taxas de solidificação no desenvolvimento de ligas de alumínio com propriedades mecânicas e microestruturas otimizadas. Os achados reforçam a necessidade de considerar a taxa de solidificação como um parâmetro crucial no processo de fabricação e tratamento térmico de ligas de alumínio, visando a obtenção de materiais com características superiores para aplicações industriais específicas.

Palavras-chave: ligas de alumínio; taxas de solidificação; microestrutura; propriedades mecânicas; liga A380.0; liga A359.0; espaçamento interdendrítico secundário.

## **ABSTRACT**

This undergraduate thesis aimed to investigate the influence of solidification rates on the microstructural characteristics and mechanical properties of A380.0 and A359.0 aluminum alloys, which are crucial in determining the performance and applicability of these materials in various industrial contexts. Through a methodological approach that encompassed a detailed bibliographic analysis, both qualitative and quantitative, and comparative studies, it was possible to elucidate how variations in solidification rates significantly affect the formation of the microstructure and, consequently, the mechanical properties of the alloys under study. The findings demonstrated that faster solidification rates promote the formation of more refined microstructures, which translates into improvements in mechanical properties, such as increased tensile strength and hardness. This phenomenon is attributed to the narrower secondary dendritic arm spacing (SDAS) observed in alloys that underwent accelerated solidification processes. Moreover, a distinction was made between the A380.0 alloy, of secondary nature and obtained through the recycling of aluminum scrap, and the A359.0 alloy, of primary nature and produced from aluminum extracted by bauxite beneficiation, highlighting the relevance of origin and composition in defining the final properties of the materials. This study significantly contributes to the enrichment of scientific literature in Portuguese on the subject, expanding the understanding of the importance of solidification rates in the development of aluminum alloys with optimized mechanical properties and microstructures. The findings reinforce the need to consider the solidification rate as a crucial parameter in the manufacturing process and thermal treatment of aluminum alloys, aiming at obtaining materials with superior characteristics for specific industrial applications.

**Keywords:** aluminum alloys; solidification rates; microstructure; mechanical properties; A380.0 alloy; A359.0 alloy; secondary dendrite arm spacing.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama de fase Al-Si parcial .....	15
Figura 2 – Microestrutura durante resfriamento da liga Al-Si com diferentes %Si .....	16
Figura 3 – Micrografias das dendritas de uma liga Al-Si-Cu .....	17
Figura 4 – Solidificações em ligas eutéticas: (a) opostas ao gradiente térmico; (b) nas dendritas de alumínio; (c) entre as dendritas .....	22
Figura 5 – Mecanismo de solidificação de ligas .....	23
Figura 6 – Tipos de tratamentos térmicos (T) .....	25
Figura 7 – Ilustração em corte de um molde de areia produzido por compactação em caixa superior e inferior .....	27
Figura 8 – Processo de fundição por gravidade em molde permanente .....	28
Figura 9 – Fundição sob pressão de câmara fria .....	29
Figura 10 – Fluxograma .....	32
Figura 11 – Microestrutura de uma liga Al-Si-Cu sob diferentes taxas de resfriamento: (a) 0,16°C/s; (b) 0,46°C/s; (c) 0,72°C/s .....	33
Figura 12 – Microestrutura da liga A380.0: (a) Resfriamento ao ar, região da superfície; (b) Resfriamento ao ar, região do centro; (c) Resfriamento na água, região da superfície; (d) Resfriamento na água, região do centro .....	34
Figura 13 – Análise da liga Al-Si-Cu obtida por solidificação horizontal: (a) e (b) Posição e SDAS ( $\lambda_2$ ) em relação à taxa de resfriamento (c) Evolução da microestrutura para diferentes taxas de resfriamento .....	36
Figura 14 – Microestrutura da liga A380.0 fundida em molde permanente .....	37
Figura 15 – Microestrutura da liga A380.0 durante tratamento térmico T6 (seta 1 – fase eutética composta por Si; seta 2 – compostos intermetálicos $\alpha$ -Fe; seta 3 – grão da dendrita secundária) .....	39
Figura 16 – Dureza da liga A380.0 .....	40
Figura 17 – Microestrutura da liga Al-Si-Mg: (a) Como fundida (b) Tratada termicamente – T6 .....	41
Figura 18 – Microestruturas das ligas fundidas: (a) Região mais externa do MFG; (b) Região do meio do MGF; (c) Região mais interna do MGF; (d) Fundido homogêneo .....	43
Figura 19 – Microestruturas das ligas após tratamento térmico: (a) Região mais externa do MFG; (b) Região do meio do MGF; (c) Região mais interna do MGF; (d) Fundido homogêneo .....	44
Figura 20 – Microdureza das ligas A359.0 homogênea e MGF .....	45
Figura 21 – Resistência à tração das ligas A359.0 homogênea e MGF .....	46
Figura 22 – Microestrutura da liga Al-Si-Mg: seções longitudinal e transversal .....	47

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação das ligas de alumínio para fundição .....	14
Tabela 2 – Composição química da liga A380.0 .....	18
Tabela 3 – Principais propriedades mecânicas da liga A380.0 .....	19
Tabela 4 – Composição química da liga A359.0 .....	19
Tabela 5 – Propriedades mecânicas da liga A359.0 .....	20
Tabela 6 – Principais processos de fundição em ligas metálicas .....	26
Tabela 7 – Resultados observados do ensaio de tração .....	35
Tabela 8 – Composição química das ligas A356.0 e A359.0.....	37
Tabela 9 – Propriedades da liga Al-Si-Mg .....	42

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Associação do Alumínio dos Estados Unidos
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
MGF	Material com gradação funcional
SDAS ( $\lambda_2$ )	Espaçamento interdendrítico secundário – $\lambda_2$ (Secondary Dendrite Arm Spacing – SDAS)
SSMP	Processamento de metal semissólido

## LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Si	Silício
Cu	Cobre
Mg	Magnésio
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
g/cm <sup>3</sup>	Gramas por centímetro cúbico (densidade)
Mn	Manganês
Zn	Zinco
Fe	Ferro
$\sigma/\rho$	Razão resistência/densidade - capacidade de um material de suportar cargas mecânicas em relação à sua densidade
%p	Porcentagem em peso
Na	Sódio
Sr	Estrôncio
Mg <sub>2</sub> Si	Siliceto de magnésio
MPa	Megapascal - unidade de medida de pressão ou tensão
CuAl <sub>2</sub>	Alumineto de cobre
$\alpha$ -Si	Silício alfa (eutético)
$\alpha$ -Fe	Ferro alfa (eutético)
$\alpha$ -Al	Alumínio alfa (eutético)

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>10</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	<b>11</b>
<b>2.1</b>	<b>Objetivo geral</b> .....	<b>11</b>
<b>2.2</b>	<b>Objetivos específicos</b> .....	<b>11</b>
<b>3</b>	<b>JUSTIFICATIVA</b> .....	<b>12</b>
<b>4</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO</b> .....	<b>13</b>
<b>4.1</b>	<b>Alumínio e suas ligas</b> .....	<b>13</b>
<b>4.2</b>	<b>Ligas Al-Si</b> .....	<b>14</b>
4.2.1	Liga A380.0.....	17
4.2.2	Liga A359.0.....	19
<b>4.3</b>	<b>Materiais com gradação funcional (MGF)</b> .....	<b>20</b>
<b>4.4</b>	<b>Taxa de solidificação</b> .....	<b>21</b>
4.4.1	Crescimento dendrítico .....	22
<b>4.5</b>	<b>Tratamentos térmicos</b> .....	<b>23</b>
<b>4.6</b>	<b>Fundição</b> .....	<b>25</b>
4.6.1	Tixoconformação .....	29
<b>5</b>	<b>METODOLOGIA</b> .....	<b>31</b>
<b>6</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>33</b>
<b>6.1</b>	<b>Ligas Al-Si-Cu</b> .....	<b>33</b>
<b>6.2</b>	<b>Ligas Al-Si-Mg</b> .....	<b>41</b>
<b>7</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>49</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>50</b>

## 1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm ganhado cada vez mais espaço em todo mercado, principalmente na indústria automobilística. Dentre suas principais características, pode-se destacar a sua leveza, boa conformabilidade, elevada resistência mecânica e resistência à corrosão, que permitem a fabricação de peças mais leves sem perder a segurança (RAMALHO *et al.*, 2020).

A aplicação de ligas de alumínio em automóveis é interessante, pois a redução de peso tem forte impacto na eficiência energética, ou seja, menor gasto de combustível, o que corresponde à redução, também, da emissão de gases poluentes na atmosfera.

Algumas ligas utilizadas nesse âmbito e escolhidas para estudo, são as ligas A380.0 e A359.0. Ambas são à base de Al-Si, que divergem pela adição de elementos de liga em sua composição, com destaque principal para o Cu no caso da A380.0 (liga secundária não tratável termicamente) e do Mg na A359.0 (liga primária tratável termicamente). Essas adições facilitam a conformação da liga e possibilitam o seu tratamento térmico, aumentando, assim, sua resistência mecânica. Por isso, é importante analisar como as taxas de solidificação durante os tratamentos térmicos modificam a microestrutura do material, e como isso impacta em algumas de suas propriedades como, por exemplo, dureza e resistência à tração.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

Verificar o efeito de diferentes taxas de resfriamento sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura das ligas de alumínio.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Compreender como as taxas de solidificação modificam a microestrutura das ligas fundidas, relacionado com o espaçamento interdendrítico secundário (SDAS).
- Discutir como a alteração de microestrutura influencia nas propriedades mecânicas de resistência à tração e dureza das ligas de alumínio.

### 3 JUSTIFICATIVA

As ligas de alumínio são cada vez mais utilizadas nas indústrias automobilística e aeronáutica em substituição do aço, com o objetivo de redução do peso, mantendo as propriedades mecânicas necessárias. Essa redução impacta no aumento da eficiência do combustível e, conseqüentemente, na diminuição da emissão de CO<sub>2</sub>; e sua combinação com outros elementos, como exemplo ferro ou cromo, pode aumentar sua resistência ao impacto.

Por esse motivo, o estudo das ligas de alumínio é muito importante. Principalmente, a compreensão de suas características microestruturais e o comportamento de suas propriedades mecânicas, para que sua aplicação seja ampliada e eficiente.

Assim, o desenvolvimento desse trabalho visa trazer uma concepção de como as propriedades mecânicas e microestruturais das ligas de alumínio são modificadas, quando sujeitas a diferentes taxas de solidificação. Um exemplo disso é um produto feito por injeção e outro por fundição em areia verde, a taxa de resfriamento do primeiro é bem maior que do segundo. Além disso, esse estudo trará um enriquecimento para pesquisa bibliográfica na língua portuguesa, uma vez que a maioria da literatura sobre este assunto se apresenta na língua inglesa.

## 4 REFERENCIAL TEÓRICO

### 4.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante da Terra e possui características interessantes como: leveza (densidade de  $2,7\text{g/cm}^3$ , cerca de um terço da do aço); excelente condutividade térmica e elétrica; elevada resistência mecânica; ductilidade; boa resistência à corrosão; boa estampabilidade e é de fácil fundição (ASM, 1993).

As propriedades do alumínio podem ainda ser modificadas ou melhoradas a partir da formação de ligas com outros elementos, como cobre (Cu), magnésio (Mg), manganês (Mn) e zinco (Zn), em associação com silício (Si) e/ou ferro (Fe). Assim, de acordo com a formação, as ligas de alumínio podem ser classificadas em dois grandes grupos: (RASHED; BAZLUR RASHID, 2017):

1. Ligas conformadas ou trabalhadas (*wrought alloys*) – destinadas à fabricação de produtos semiacabados, como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames), perfis extrudados e componentes forjados;
2. Ligas fundidas (*cast alloys*) – destinadas à fabricação de componentes fundidos, nos processos de fundição de molde de areia, molde permanente (pressão por gravidade) e alta pressão.

Essas ligas podem ainda ser subdivididas em outras duas categorias (ABNT, 2000):

- Ligas não-tratáveis termicamente – ligas de alumínio cujo aumento da resistência mecânica é obtido apenas por deformação plástica a frio;
- Ligas tratáveis termicamente – ligas de alumínio cujo aumento da resistência mecânica é obtido através de um tratamento térmico apropriado.

A Associação do Alumínio dos Estados Unidos (AA) faz a classificação das ligas de alumínio para fundição num sistema numérico de quatro dígitos, conforme mostra a Tabela 1.

**Tabela 1 - Classificação das ligas de alumínio para fundição**

<b>Elemento de liga principal</b>	<b>Série</b>
Alumínio (pureza comercial 98,00-99,99%)	1xx.x
Cobre	2xx.x
Silício, com adição de cobre e/ou magnésio	3xx.x
Silício	4xx.x
Magnésio	5xx.x
Série não utilizada	6xx.x
Zinco	7xx.x
Estanho	8xx.x
Outros elementos	9xx.x

**Fonte: ASM International (1990)**

O dígito à direita do ponto pode ser 0 ou 1, representando produto de fundição e lingote, respectivamente. As ligas 4xx.x possuem o silício num teor de 12-13% e são consideradas não tratáveis termicamente. A adição de elementos de liga, como o cobre ou magnésio na liga Al-Si, torna possível o tratamento térmico, obtendo-se a série 3xx.x. Porém, no caso do cobre, essa adição não pode ser superior a 5,6% (POLMEAR *et al.*, 2017).

A presença do silício aumenta a fluidez do alumínio líquido, melhorando o preenchimento das cavidades do molde de fundição, possibilitando a obtenção de produtos com formatos mais complexos. Além disso, ele reduz a contração durante o resfriamento, o coeficiente de expansão térmica, a porosidade nas peças fundidas e melhora a soldabilidade. Porém, em teores mais elevados dificulta a usinagem (BALDAM; VIEIRA, 2014). As ligas hipoeutéticas<sup>1</sup>, com maiores quantidades de Si, geralmente são a melhor opção para fundidos com geometrias mais complexas e para fundição sob pressão em molde permanente (KAUFMAN; ROOY, 2004).

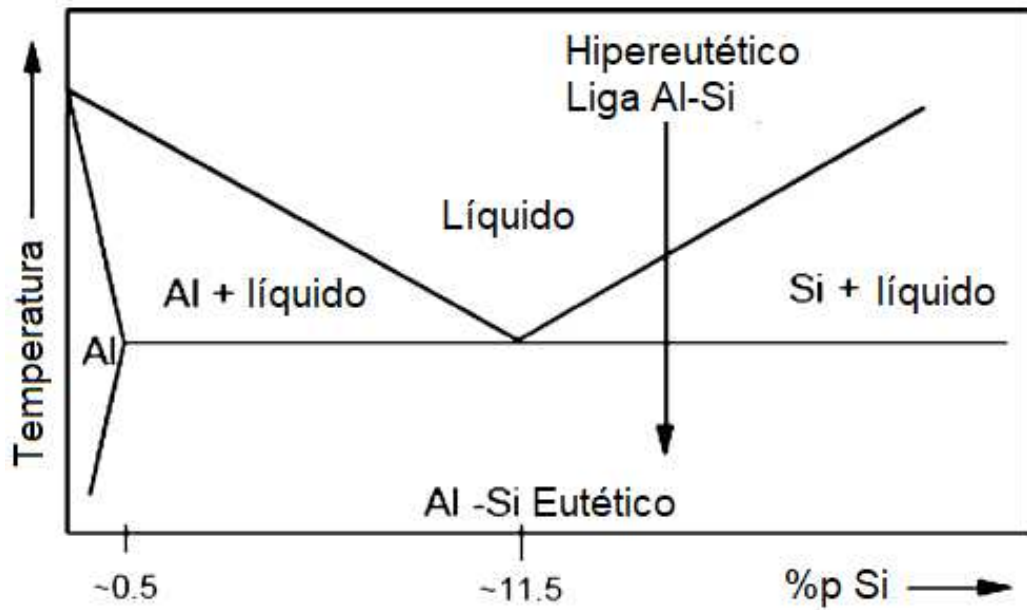
## **4.2 Ligas Al-Si**

As ligas de Al-Si são as mais amplamente utilizadas nas indústrias automobilística e aeronáutica devido às suas propriedades, em destaque: razão resistência/densidade ( $\sigma/\rho$ ), fácil moldabilidade (em função da sua elevada fluidez quando fundida, preenchendo melhor todas as cavidades do molde), boa resistência à corrosão e da possibilidade de reciclagem (DOBRZANSKI *et al.*, 2007).

<sup>1</sup>Composições que se encontram na faixa à esquerda da composição eutética, vide Figura 1.

As ligas Al-Si utilizadas comercialmente, possuem uma composição de 4 a 25%p de Si. Assim, elas podem ser classificadas dependendo da concentração de Si, conforme Figura 1, em: hipoeutéticas (<12%p de Si), eutéticas (12-13%p de Si) e hipereutéticas (14-25%p de Si) (VIJEESH; PRABHU, 2014).

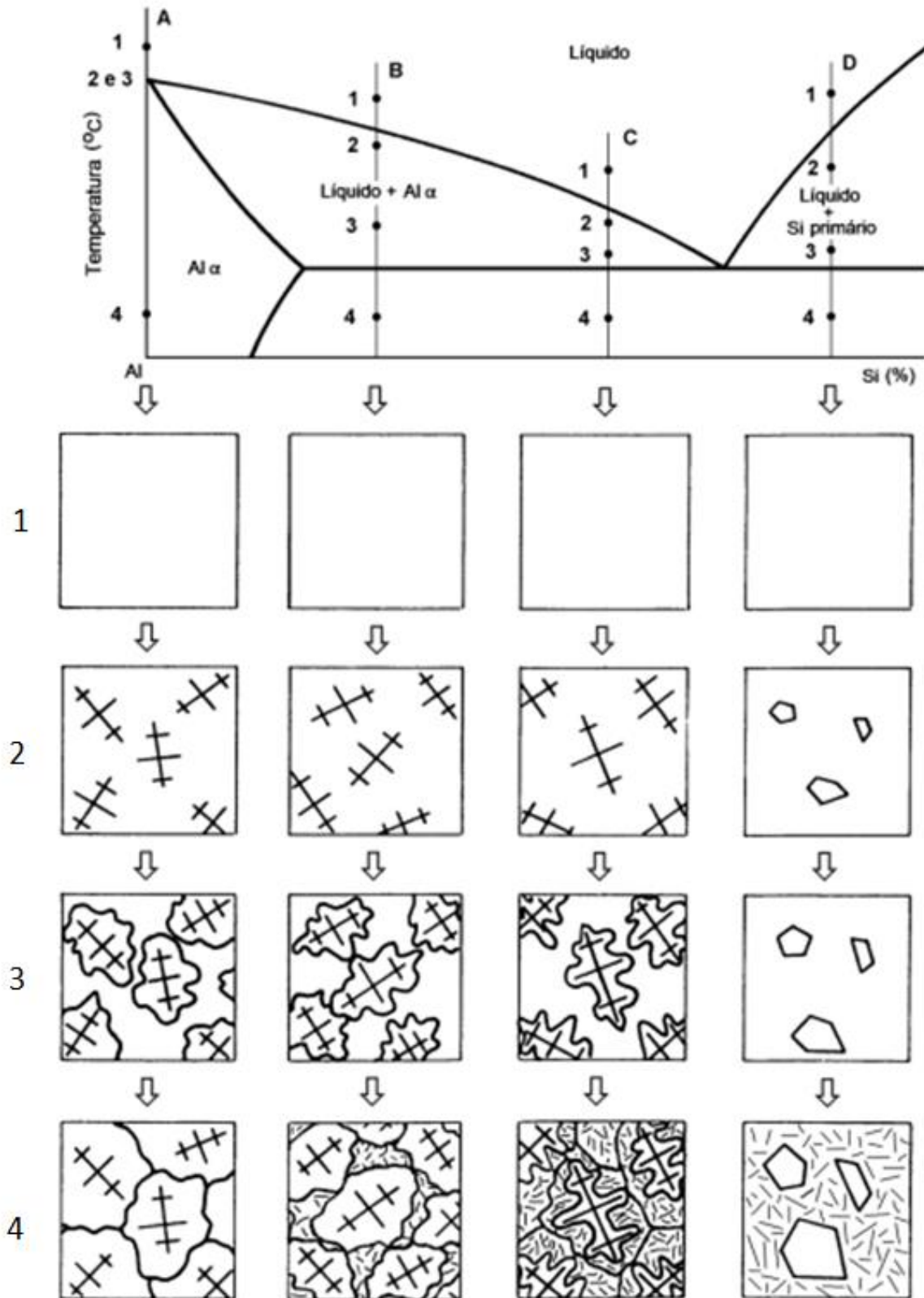
Figura 1 – Diagrama de fase Al-Si parcial



Fonte: Adaptado de Vijeesh; Prabhu (2014)

Da mesma forma, dependendo da composição que a liga apresenta, durante o resfriamento ela poderá assumir diferentes microestruturas. Assumindo-se que esse resfriamento acontece no equilíbrio termodinâmico, o material irá solidificar conforme as microestruturas que aparecem na Figura 2.

Figura 2 – Microestrutura durante resfriamento da liga Al-Si com diferentes %Si

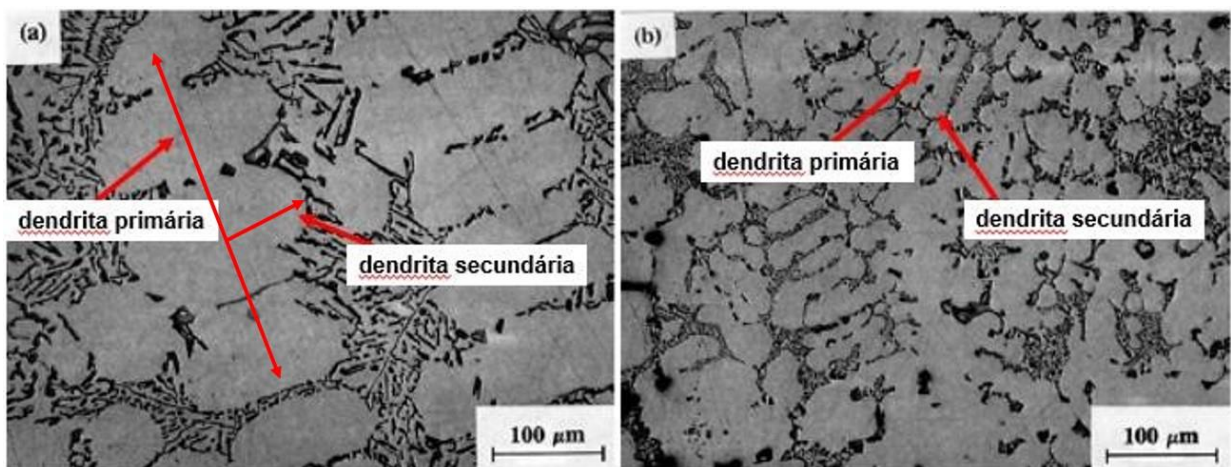


Fonte: Adaptado de Duarte (2014)

Quando se altera a taxa de resfriamento do material e ele não se solidifica no equilíbrio termodinâmico, sua microestrutura pode sofrer mudanças na morfologia.

Num resfriamento lento (Figura 3a), a liga Al-Si-Cu produz uma microestrutura grosseira e com grande espaçamento entre as dendritas de solidificação, em que a fase eutética é apresentada por silício na forma de grandes placas ou agulhas numa matriz contínua de alumínio, o que causa baixa ductilidade do material. Em contrapartida, num resfriamento rápido (Figura 3b), a microestrutura é refinada e o silício assume a forma de fibras, com menor espaçamento interdendrítico, melhorando a ductilidade e resistência à tração (POLMEAR *et al.*, 2017).

**Figura 3 – Micrografias das dendritas de uma liga Al-Si-Cu**



Fonte: Adaptado de Totten; MacKenzie (2003)

Os elementos de liga formam compostos metálicos intermediários que, para não prejudicar o processamento, devem estar dispersos na forma de cristais esferoidizados. Para isso, faz-se um tratamento chamado de modificação, que se resume na adição de um pequeno teor de sódio (Na) ou estrôncio (Sr) às ligas Al-Si, favorecendo a formação desse tipo de microestrutura (BALDAM; VIEIRA, 2014).

#### 4.2.1 Liga A380.0

A liga de alumínio com designação A380.0, é uma liga à base de Al-Si, que possui como terceiro elemento de liga principal o cobre. Trata-se de uma liga secundária, oriunda da reciclagem de ligas de alumínio. A Tabela 2 mostra a sua composição química.

**Tabela 2 – Composição química da liga A380.0**

<b>Elemento</b>	<b>Composição (%)</b>
Alumínio (Al)	79,55 – 82,55
Cobre (Cu)	3,00 – 4,00
Magnésio (Mg)	<0,10
Manganês (Mn)	<0,50
Silício (Si)	7,50-9,50
Ferro (Fe)	<2,00
Níquel (Ni)	<0,50
Zinco (Zn)	<3,00
Estanho (Sn)	<0,35
Outros (total)	<0,50

**Fonte: ASM International (p. 637, 1990)**

O cobre melhora substancialmente as propriedades de resistência e dureza das ligas no estado bruto de fusão e das tratadas termicamente, sendo as melhores respostas obtidas com um teor de 4,0-5,5% Cu. Por outro lado, o cobre causa fragilidade a quente e aumenta a ocorrência de contração interdendrítica.

Assim, a liga A380.0 apresenta elevadas propriedades no fundido, como resistência mecânica e dureza, e proporciona boa usinabilidade, porém com baixa ductilidade e resistência à corrosão. O tratamento de envelhecimento artificial pode ser feito na liga, a fim de melhorar ainda mais as propriedades mecânicas citadas anteriormente (KAUFMAN; ROOY, 2004). Sua aplicação mais comum é na forma como fundida, como exemplos:

- Caixas de transmissão;
- Blocos de motor;
- Bombas de combustível;
- Cabeças de cilindro;
- Carcaças de embreagem;
- Cárter de óleo do motor.

A Tabela 3 apresenta algumas das propriedades dessa liga.

**Tabela 3 – Principais propriedades mecânicas da liga A380.0**

<b>Propriedades</b>	<b>Valor</b>
Densidade	2,71 g/cm <sup>3</sup>
Coefficiente de expansão térmica linear	22,0 µm/m.K
Calor específico	963 J/Kg.K
Condutividade térmica	96,2 W/m.K
Resistência à tração	330 MPa
Limite de escoamento	165 MPa
Módulo de elasticidade	71,0 GPa
Módulo de cisalhamento	26,5 GPa

**Fonte: ASM International (1990)**

#### 4.2.2 Liga A359.0

A liga de alumínio com designação A359.0, é uma liga à base de Al-Si, que possui como segundo elemento de liga principal o magnésio. Trata-se de uma liga primária, ou seja, não originada da reciclagem de ligas de alumínio. A Tabela 4 mostra a sua composição química.

**Tabela 4 – Composição química da liga A359.0**

<b>Elemento</b>	<b>Composição (%)</b>
Alumínio (Al)	88,85 – 90,05
Cobre (Cu)	<0,20
Magnésio (Mg)	0,50 – 0,70
Manganês (Mn)	<0,10
Silício (Si)	8,50 – 9,50
Ferro (Fe)	<0,20
Zinco (Zn)	<0,10
Titânio (Ti)	<0,20
Outros (cada)	<0,05
Outros (total)	<0,15

**Fonte: ASM International (p. 632, 1990)**

A adição de magnésio nas ligas Al-Si permite que essas sejam tratadas termicamente, e é a base para melhoria das propriedades de resistência mecânica e dureza. É muito comum a utilização de outros elementos, como cobre, níquel ou outros, para o mesmo propósito. O magnésio forma um intermetálico com o silício, Mg<sub>2</sub>Si, que representa uma fase de endurecimento com solubilidade de até 0,7% de Mg; acima desse valor, não há mais endurecimento expressivo, podendo ocorrer um aumento da ductilidade da matriz metálica. Para atingir os maiores valores de resistência, as ligas devem possuir um teor de 0,4-0,7% Mg.

A liga A359.0 possui excelentes características para fundição e de resistência à corrosão, que combinadas com o ganho de resistência após tratamento térmico, torna essa liga muito atrativa em aplicações na área automotiva, militar, aeroespacial e outros maquinários (KAUFMAN; ROOY, 2004). Como exemplos:

- Rodas automotivas;
- Cabeças de cilindro;
- Corpos da bomba;
- Matrizes de injeção de polímeros;
- Corpos mísseis, aletas e outras peças estruturais;
- Cilindros de freio.

A Tabela 5 apresenta as principais propriedades dessa liga.

**Tabela 5 – Propriedades mecânicas da liga A359.0**

<b>Propriedades</b>	<b>Valor</b>
Densidade	2,685 g/cm <sup>3</sup>
Coefficiente de expansão térmica linear	20,9 µm/m.K
Calor específico	963 J/Kg.K
Condutividade térmica	138 W/m.K
Resistência à tração	310 MPa
Limite de escoamento	234 Mpa
Módulo de elasticidade	72,4 GPa
Módulo de cisalhamento	27,6 GPa

**Fonte: ASM International (1990)**

### **4.3 Materiais com gradação funcional (MGF)**

Existem várias maneiras de combinar materiais para obtenção de um novo, com propriedades melhoradas. Essa combinação pode ser feita com os materiais no estado fundido, num processo chamado de síntese de ligas (*conventional alloying*); no estado de pó, no processo de metalurgia do pó; ou no estado sólido, que é a fabricação de compósitos (MAHAMOOD *et al.*, 2012).

Apesar dos compósitos serem considerados materiais avançados e com propriedades melhoradas, se comparadas com as dos seus materiais individualmente; quando submetidos a extremas condições de trabalho, o material falha por um processo chamado delaminação (processo de separação ou descolamento de camadas em um material composto) (MAHAMOOD *et al.*, 2012).

Diante disso, foram criados os materiais chamados materiais com gradação funcional (MGF), que são uma classe de materiais avançados com propriedades que variam através de uma mudança dimensional. Os MGF eliminam as interfaces afiadas presente nos compósitos, que é o local onde a falha inicia, e as substitui por uma interface gradiente, que permite a transição suave de um material para outro. Uma característica única dos MGF é a possibilidade de adaptar um material para uma aplicação específica (MAHAMOOD *et al.*, 2012).

Os MGF podem ser divididos em dois grandes grupos: material fino, que são seções finas ou coberturas de superfície; e material a granel, que exigem processos mais intensivamente trabalhados. O primeiro tipo pode ser produzido por Deposição a Vapor Física ou Química, Plasma Spray, Síntese Auto-Propagável em Alta Temperatura. Já o segundo tipo, é produzido por Metalurgia do Pó, Fundição Centrífuga, Manufatura Aditiva (MAHAMOOD *et al.*, 2012).

#### **4.4 Taxa de solidificação**

O processo de solidificação é uma transformação de fase dos materiais, reversível e possível de ser realizada dentro ou fora do equilíbrio termodinâmico. Quando no equilíbrio termodinâmico, a mudança ocorre numa determinada temperatura de equilíbrio, que corresponde a um patamar na curva de resfriamento. A transformação fora do equilíbrio acontece em soluções, no mínimo, binárias, como é o caso das ligas metálicas; nessa situação, haverá uma temperatura de início e uma de término da solidificação. Assim, durante todo esse processo de solidificação, em cada momento há a presença de uma fase líquida e uma sólida, com variação de composição química. Nos metais, a solidificação tem início com os processos de nucleação e crescimento (BALDAM; VIEIRA, 2014).

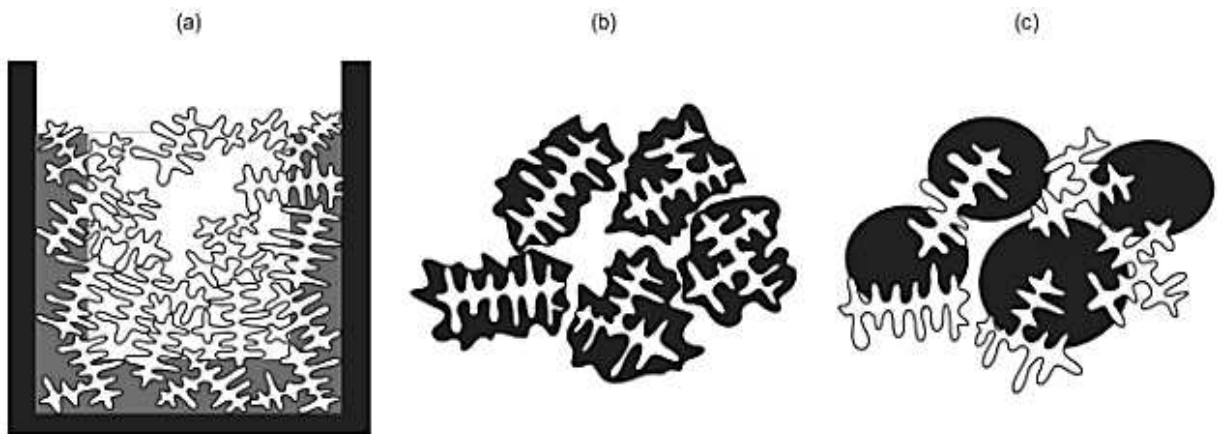
Na nucleação, ocorre o aparecimento dos primeiros pontos de sólido estáveis dentro do metal líquido, que servirão de base, ou núcleo, para a formação e crescimento dos cristais. Esse processo pode ser dividido entre nucleação homogênea e heterogênea (BALDAM; VIEIRA, 2014).

A nucleação homogênea acontece quando o próprio metal líquido, que consiste em átomos desordenados, começa a formar uma região organizada, chamada de embrião, que pode crescer ou coalescer. Quando cresce o suficiente para se tornar estável, será o núcleo para o crescimento do cristal. Já na nucleação

heterogênea, elementos estranhos ao sistema, chamados substratos, serão o núcleo sólido para o crescimento dos embriões. Nesse processo, o embrião adere à superfície do substrato e aproveita da energia de tensão superficial para se tornar estável e dar início ao crescimento do grão (BALDAM; VIEIRA, 2014).

Após a formação desses núcleos, o grão irá crescer até que todo o líquido esteja solidificado. Comumente esse crescimento pode ocorrer de duas formas: com interface sólido-líquido ou dendrítico. No caso de ligas Al-Si, existem três possibilidades para o processo de crescimento, onde as frentes de solidificação podem acontecer como mostra a Figura 4.

**Figura 4 – Solidificações em ligas eutéticas: (a) opostas ao gradiente térmico; (b) nas dendritas de alumínio; (c) entre as dendritas**



Fonte: Adaptado de Baldam; Vieira (2014)

Além disso, a solidificação do material pode acontecer sob diferentes taxas de resfriamento; as mais baixas (resfriamento lento) causam a formação de estruturas dendríticas grosseiras, com grandes espaçamentos interdendríticos, e as mais altas (resfriamento rápido) produzem uma estrutura mais refinada e com menor espaçamento interdendrítico (KALPAKJIAN; SCHMID, 2009).

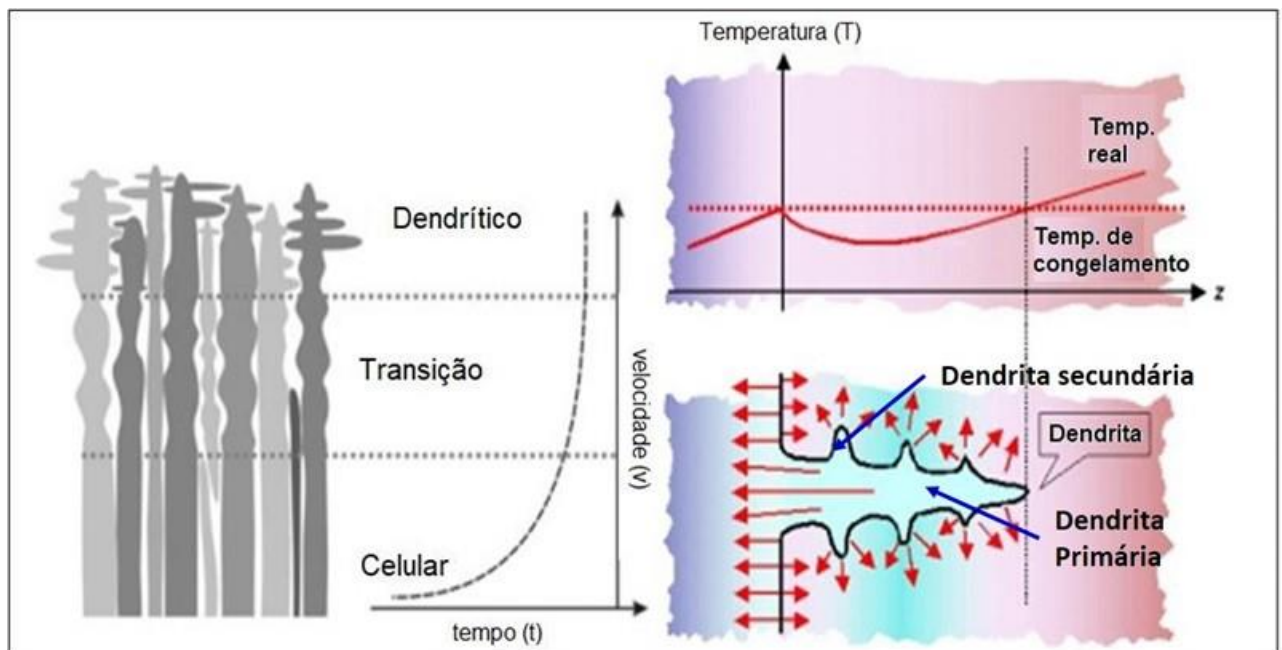
Essas diferentes microestruturas, com diferentes tamanhos de grão, influenciam fortemente o produto de fundição. De modo que, quanto menor o tamanho de grão resultante, maior a resistência e ductilidade da liga, menor ocorrência de microporosidade e menor a chance de acontecer a fratura do fundido. Ainda, se não há uniformidade de tamanho e distribuição dos grãos, o produto de fundição apresentará propriedades anisotrópicas (KALPAKJIAN; SCHMID, 2009).

#### 4.4.1 Crescimento dendrítico

Durante a solidificação de ligas metálicas, ela pode ocorrer através de três

mecanismos diferentes: celular, de transição e dendrítico. O mais comumente encontrado nas ligas de alumínio é de crescimento dendrítico; onde, na interface sólido-líquido, ocorre o super-resfriamento do líquido, que leva à segregação de elementos de liga na frente de solidificação, causando o aparecimento das dendritas. A ocorrência desse tipo de crescimento de grão dependerá do grau do super-resfriamento, conforme Figura 5 (Metalurgista Industrial, 2019).

**Figura 5 – Mecanismo de solidificação de ligas**



Fonte: Adaptado de Metalurgista Industrial (2019)

As dendritas surgem longas e finas, podendo ocorrer o crescimento de braços secundários ou terciários ao longo de direções cristalográficas favoráveis. Nesse tipo de estrutura, o espaçamento entre braços de dendritas secundárias (SDAS) é utilizado para representar a microestrutura do material, de forma similar ao crescimento de grãos em materiais forjados (VANDERLUIS; RAVINDRAN, 2017). No início da solidificação, o SDAS é bem estreito; porém, enquanto o fundido está na fase de transição para sólido, há o crescimento e engrossamento desse espaçamento. Assim, o SDAS depende diretamente da taxa de solidificação do material e influencia significativamente nas propriedades mecânicas, como resistência mecânica e dureza, do mesmo (CHO; KIM, 2014).

#### 4.5 Tratamentos térmicos

Tratamento térmico é um conjunto de processos realizados com o princípio básico de reorganização estrutural dos átomos, que visa melhorar as propriedades

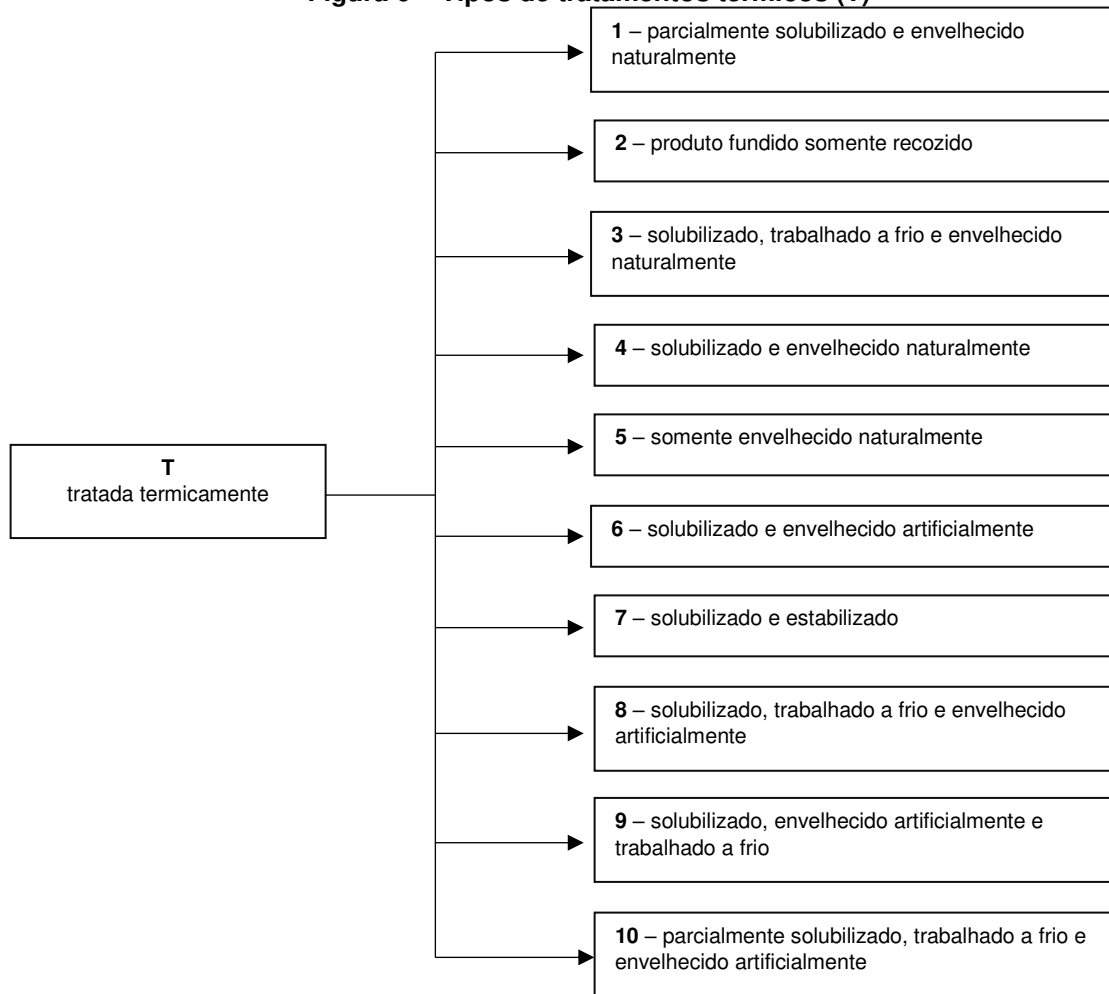
dos metais, através de aquecimento e resfriamento controlados. Pode ser feito em toda a peça ou de forma localizada. Esse processo proporciona um aumento da vida útil do metal quando em uso, uma melhoria das propriedades mecânicas e uma maior proteção contra oxidações (GREFORTEC, 2019).

As ligas de alumínio tratadas termicamente podem passar pelos processos de recozimento, tratamento térmico de solubilização, seguido ou não da têmpera, endurecimento por precipitação, superenvelhecimento, ou uma combinação entre eles.

O tratamento térmico é o processo mais comumente realizado. Os tipos de tratamento que podem ser realizados nas ligas são classificados de acordo com os processos a que se submetem os produtos, denominados da seguinte forma (ABNT, 2000):

- F: como fabricada – aplicada aos produtos obtidos pelos processos de conformação em que não se emprega qualquer controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento. Não se especificam limites para as propriedades mecânicas;
- O: recozida – aplicada aos produtos forjados para o menor valor de resistência mecânica e nos fundidos para melhor ductibilidade e estabilidade dimensional;
- H: encruada – aplicada aos produtos em que a resistência mecânica foi aumentada por deformação plástica a frio (somente produtos forjados) e pode ser utilizada para as ligas tratáveis ou não termicamente. A letra H deverá sempre ser seguida de dois ou mais dígitos;
- W: solubilizado – aplicada somente a algumas ligas, as quais envelhecem naturalmente à temperatura ambiente após o tratamento de solubilização, num período que pode se entender de meses a anos;
- T: tratada termicamente – aplica-se aos produtos que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica complementar, que produz propriedades físicas estáveis. A letra T deve ser seguida por um ou mais dígitos que indicam a sequência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas. A Figura 6 apresenta os principais.

**Figura 6 – Tipos de tratamentos térmicos (T)**



Fonte: Adaptado de Rashed; Bazlur Rashid (2017)

Um dos tratamentos térmicos mais utilizados para ligas de alumínio é o tratamento térmico por solubilização, onde solutos como cobre, magnésio, silício ou zinco são adicionados como solução sólida na matriz de alumínio (HATCH, 1984). Nesse processo, o material é aquecido até uma temperatura logo abaixo da eutética, para ele não refundir, e mantido nessa temperatura num tempo suficiente para a solubilização e formação completa das soluções sólidas. Depois, faz-se a têmpera do material, a fim de se manter o soluto em solução sólida na forma de precipitados (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

#### 4.6 Fundição

A fundição é um tipo de processamento de materiais metálicos, no qual um metal ou liga é fundido, vazado em um molde, por gravidade ou alguma outra força, e solidificado no formato da cavidade no interior do molde. O processo de fundição pode ser usado na fabricação de peças de grandes a pequenas dimensões, nas mais diferentes e complexas geometrias. Sendo possível a obtenção de produtos na forma

de acabados ou que passarão por outros processamentos, como exemplo a usinagem (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013). A Tabela 6 traz os principais processos de fundição, que são classificados de acordo com os tipos de molde e modelo.

**Tabela 6 – Principais processos de fundição em ligas metálicas**

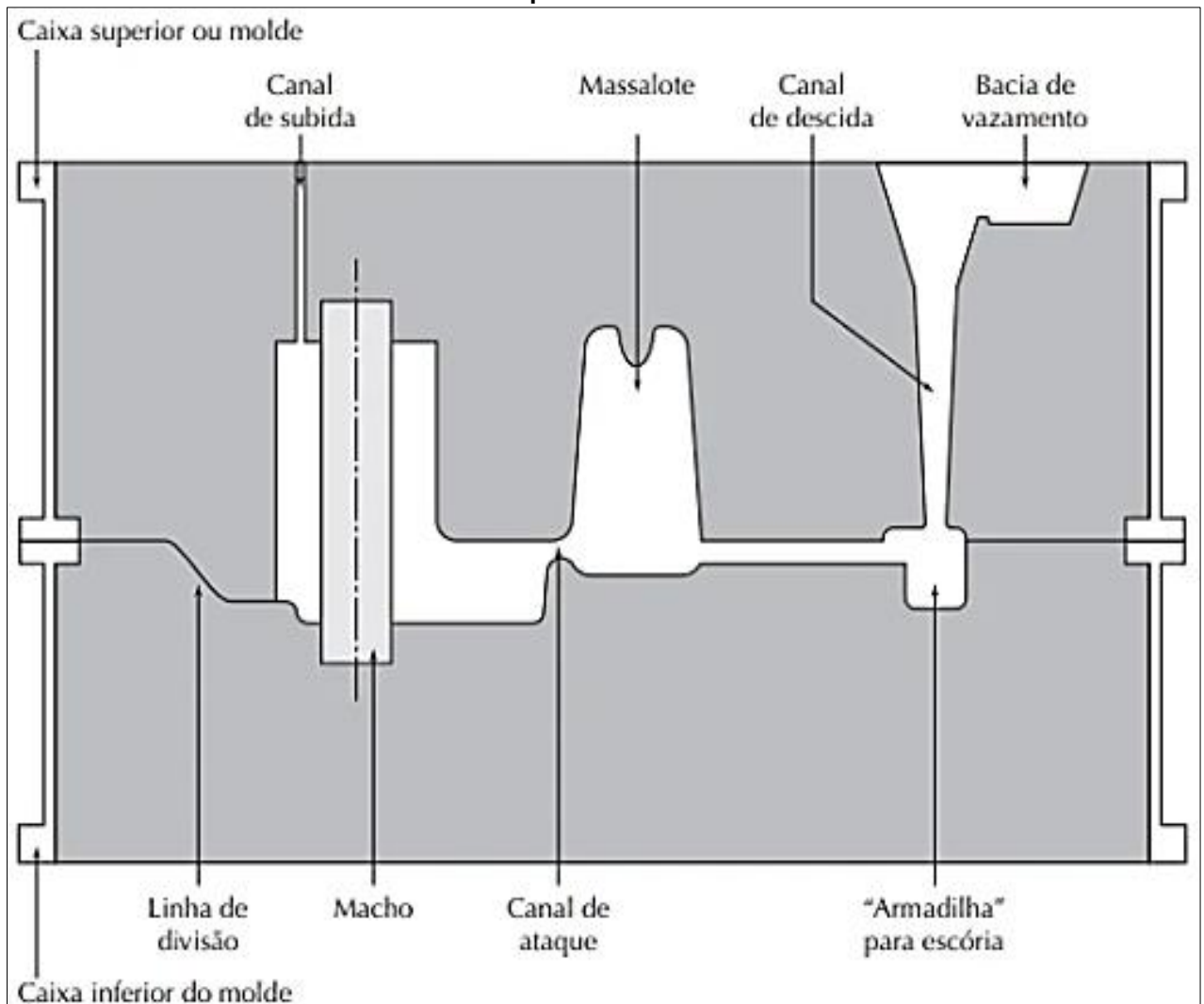
Processos com molde perdido		Processos com molde e modelo permanentes
Modelo permanente	Modelo perdido	
Areia com argila	Isopor	Baixa pressão
Areia com ligantes químicos	Cera perdida	Pressão
<i>Shell molding</i>		Vazamento por gravidade
<i>Cold box</i>		Vazamento por centrifugação

**Fonte: Adaptado de Baldam; Vieira (2014)**

Os principais métodos de fundição utilizados para as ligas de alumínio são o por gravidade em moldes de areia ou matriz metálica, e sob pressão, alta ou baixa (ABAL, [s.d.]).

No processo com molde de areia, o material fundido é vazado em um molde bipartido de areia compactada, solidificado e depois removido pela quebra do molde. Então, a peça é rebarbada para retirada das partes de sistema de alimentação e massalote, e usinada para adequação dimensional e furos (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013). A Figura 7 ilustra um molde utilizado nesse processo.

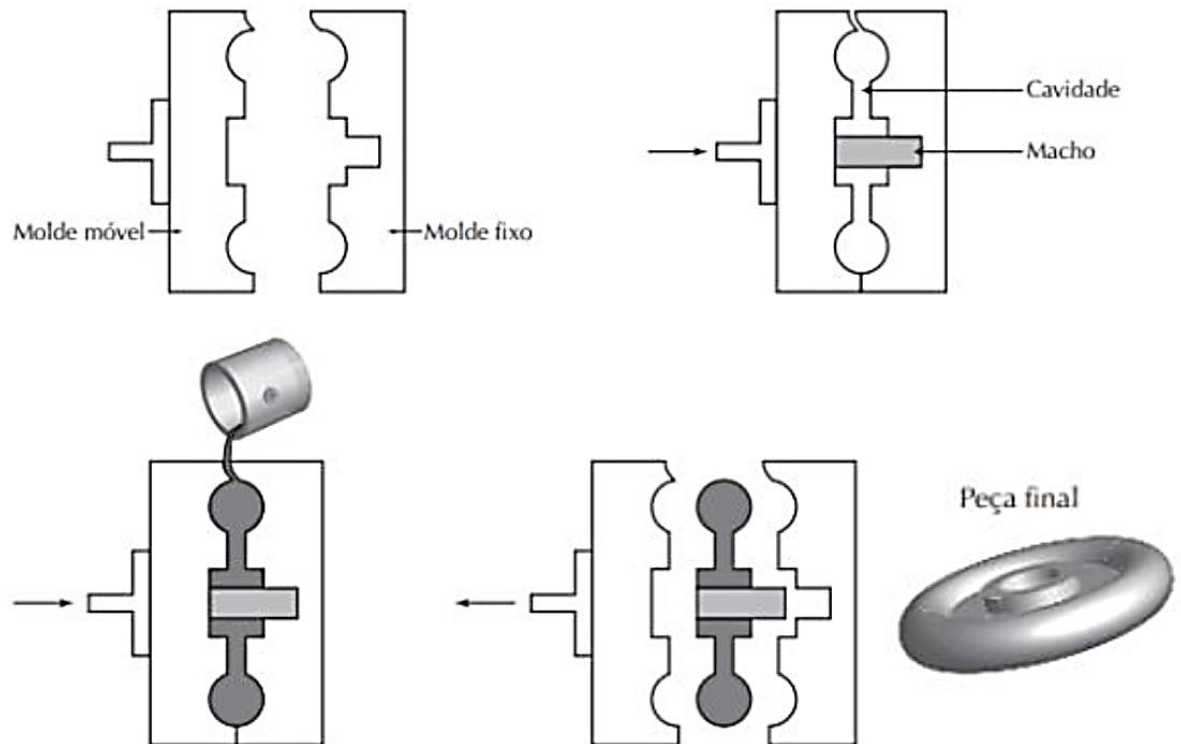
**Figura 7 – Ilustração em corte de um molde de areia produzido por compactação em caixa superior e inferior**



Fonte: Adaptado de Kiminami; Castro; Oliveira (2013)

Na fundição por gravidade em matriz metálica, o metal fundido é vazado, somente pela força da gravidade, num molde permanente que pode ser de ferro fundido, aço, bronze ou grafite. Esse molde possui duas ou mais partes, de modo a acomodar os canais de vazamento e massalote, e principalmente para a retirada da peça após solidificada (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013). A Figura 8 representa esse processo.

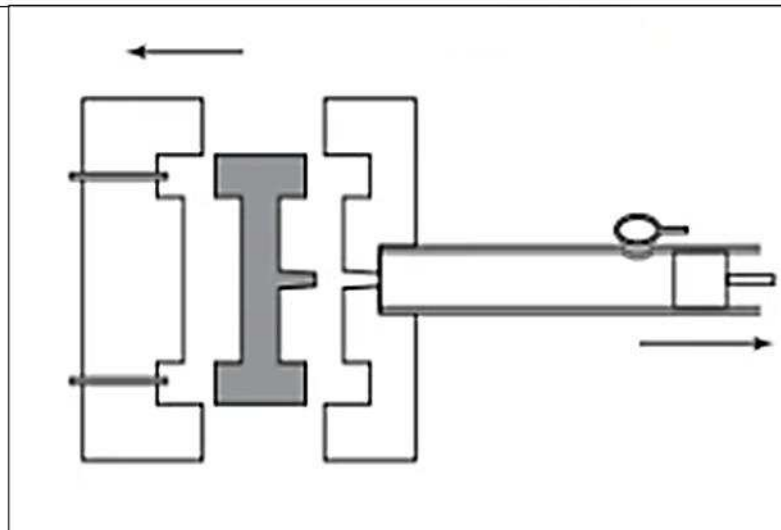
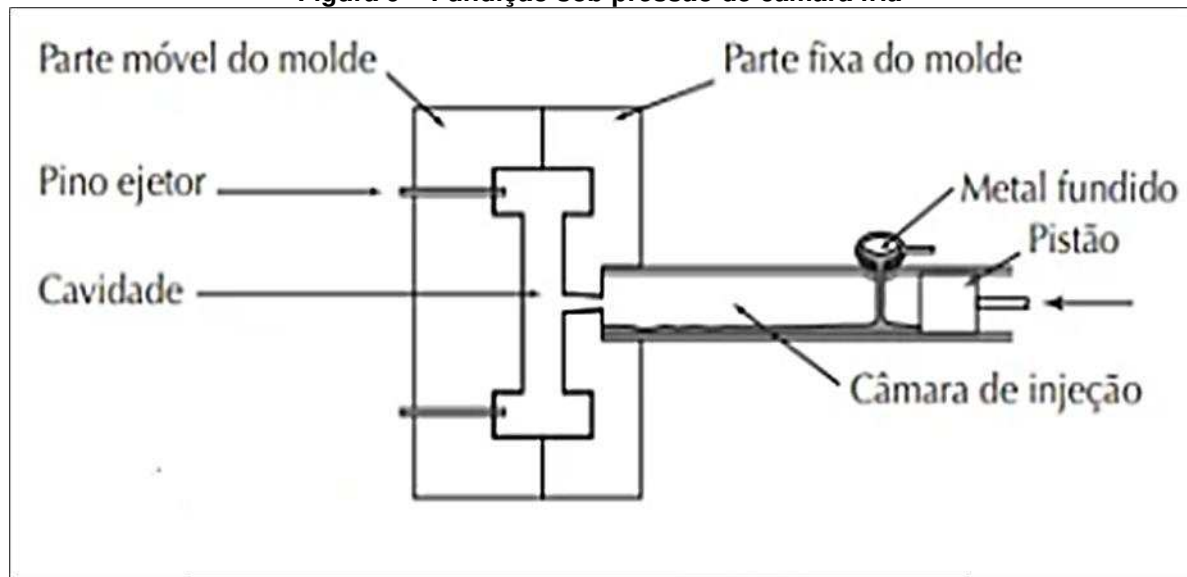
**Figura 8 – Processo de fundição por gravidade em molde permanente**



Fonte: Adaptado de Kiminami; Castro; Oliveira (2013)

Por fim, a fundição sob pressão, que é similar ao processo por gravidade em matriz metálica, com a diferença de que o metal fundido será vazado sob pressão, garantindo o total preenchimento do molde. Nesse processo, o molde é feito em aço ferramenta, com sistema de refrigeração à água e sistema de fechamento e abertura automáticos. O material fundido é vazado sob pressão, geralmente num intervalo entre 7 e 140 MPa, sendo que essa pressão é mantida durante toda a solidificação; então, o molde é aberto e retira-se a peça (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013). A Figura 9 traz um exemplo de fundição sob pressão.

Figura 9 – Fundição sob pressão de câmara fria



Fonte: Adaptado de Kiminami; Castro; Oliveira (2013)

#### 4.6.1 Tixoconformação

Na fundição sob pressão, existe um tipo de processamento onde o metal se apresenta tanto num estado sólido, quanto num fundido, chamado de processamento de metal semissólido (SSMP). Esse tipo de processamento é amplamente utilizado na indústria, pois dá origem a produtos que possuem menos defeitos como porosidade, encolhimento, aprisionamento de gases e macro segregação (HUSAIN; AHMAD; RASHIDI, 2017).

Existem inúmeras técnicas de SSMP, porém eles podem ser separados em dois grupos, de acordo com sua rota, em reofundição (rheocasting) e tixoconformação (thixoforming). O material utilizado no SSMP é preparado para ter uma morfologia de

fase primária globular, que apresentará um comportamento tixotrópico<sup>2</sup>, sendo, assim, melhor para fundir do que um material dendrítico (OTARAWANNA; DAHLE, 2011).

Na tixoconformação, tarugos de matéria-prima são especialmente preparados para apresentarem a morfologia descrita anteriormente, cortados no sentido longitudinal e reaquecidos na temperatura sólido-líquido até atingir a fração sólida desejada, e então são inseridos na cavidade do molde (OTARAWANNA; DAHLE, 2011).

O processo de tixoconformação é um processo considerado muito caro na área industrial, devido à dificuldade de acesso à matéria-prima e controle do processo. Porém, esse método proporciona a fabricação de produtos na forma quase final e numa vasta amplitude de opções de design, o que ainda o torna muito atrativo (HUSAIN; AHMAD; RASHIDI, 2017).

---

<sup>2</sup>Material em estado de gel que passa por uma transformação reversível quando submetido a uma taxa de deformação constante, tornando-se mais fluido e com menor viscosidade, e que retorna à forma inicial de gel, com maior viscosidade, quando volta ao repouso.

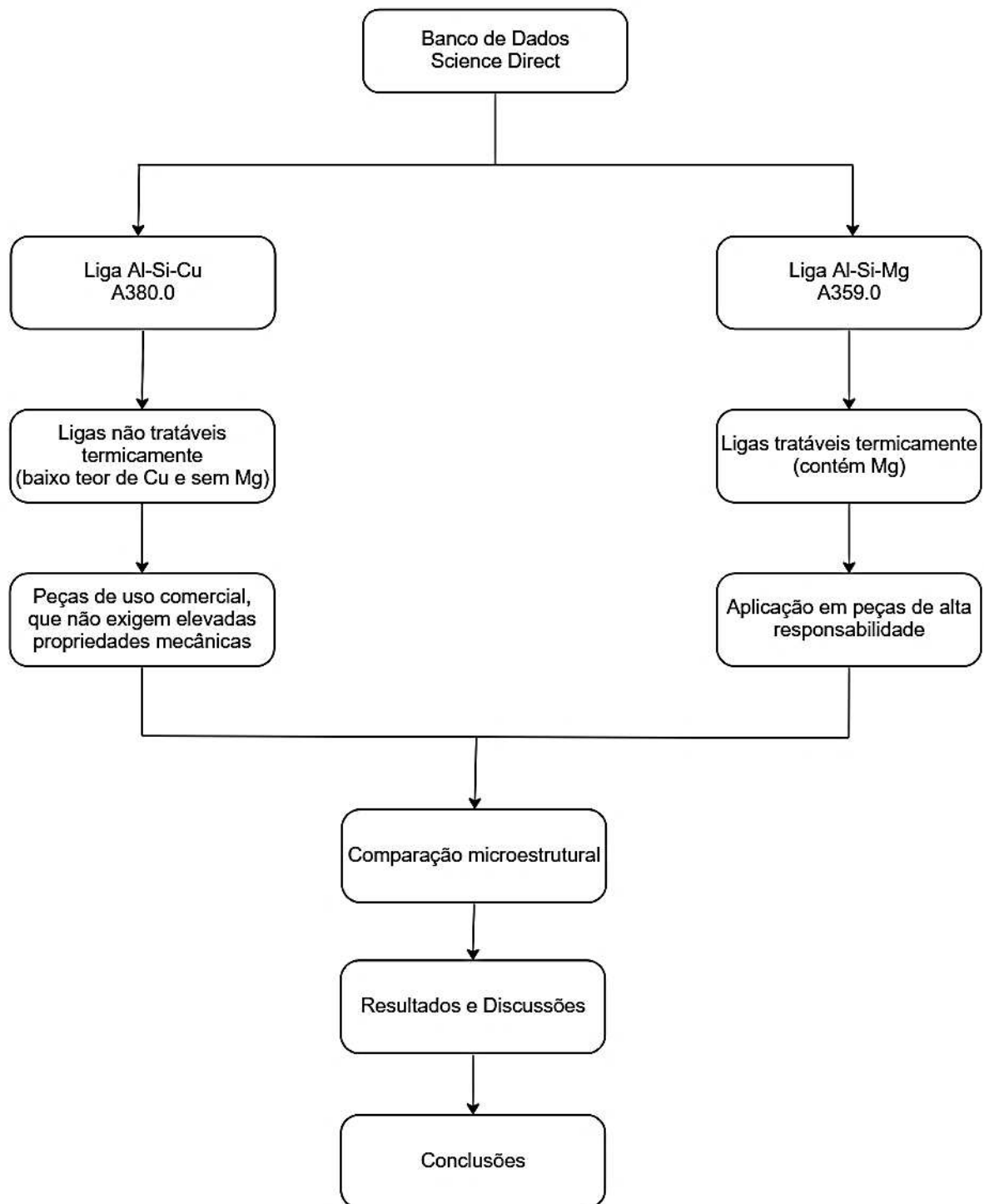
## 5 METODOLOGIA

A pesquisa escolhida foi a bibliográfica, com o emprego de uma abordagem qualitativa e quantitativa para análise dos dados coletados. Os artigos para estudo foram obtidos na base de dados ScienceDirect, disponível no portal de periódicos da CAPES.

Foram utilizadas as palavras-chave liga Al-Si-Cu, liga A380, liga Al-Si-Mg, liga A359, ligas de alumínio, tratamento térmico, microestrutura, propriedades mecânicas, espaçamento de dendrita secundário, e seus correspondentes em inglês, *Al-Si-Cu alloy, A380 alloy, Al-Si-Mg alloy, A359 alloy, aluminum alloys, heat treatment, microstructure, mechanical properties, secondary dendrite arm spacing*, respectivamente. O conjunto de materiais sobre o assunto na língua inglesa é bem mais amplo.

Assim, os materiais selecionados para o trabalho foram aqueles que apresentaram informações mais significativas e mais detalhadas sobre estudos das micrografias e propriedades mecânicas dos materiais em análise. A Figura 10 mostra passo a passo como foi feito esse processo.

Figura 10 – Fluxograma



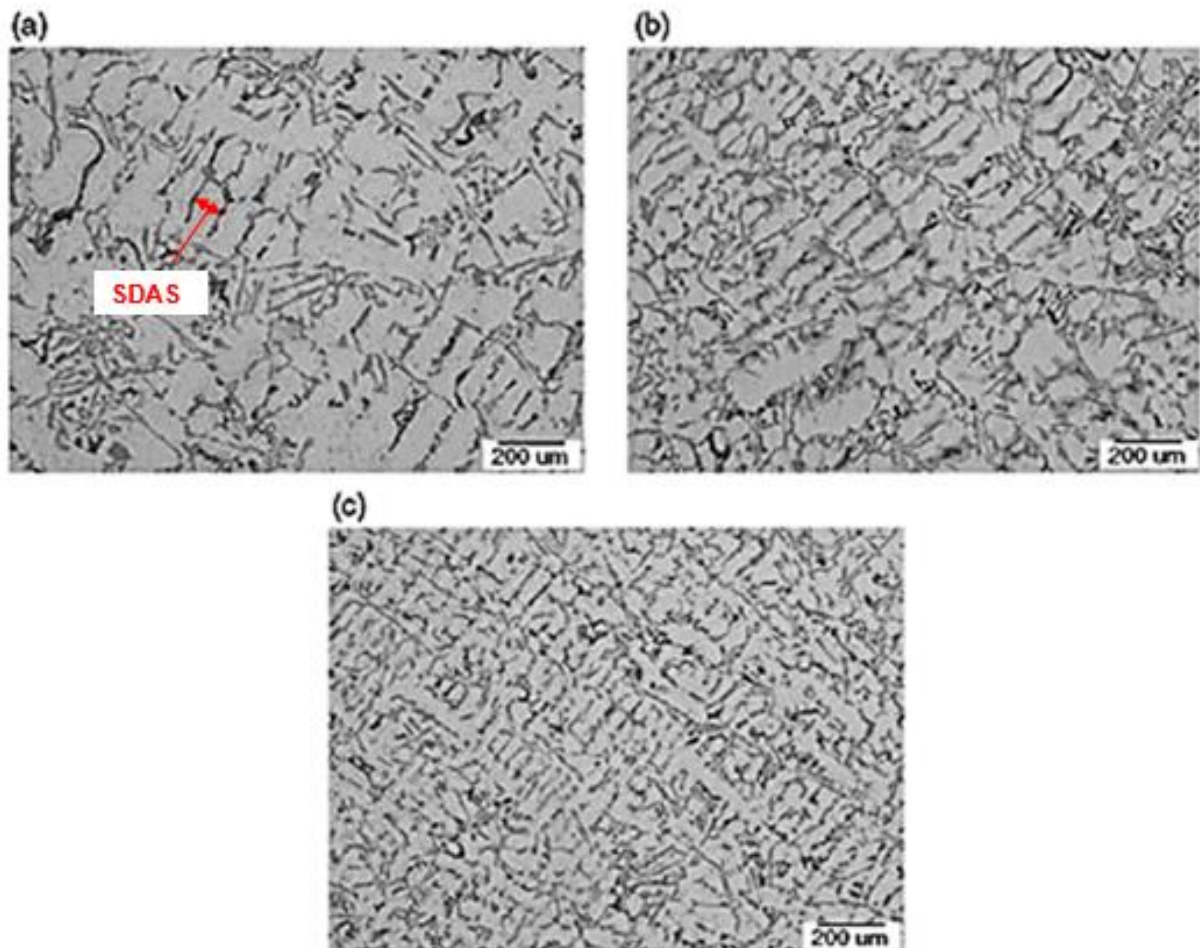
Fonte: Autoria própria

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 6.1 Ligas Al-Si-Cu

Sabe-se que um aumento na taxa de resfriamento de um material, modifica a sua microestrutura e afeta diretamente as suas propriedades mecânicas. Dobrzanski *et al.* (2007) apresentam uma discussão de que o aumento da taxa de resfriamento de uma liga Al-Si-Cu, aumenta o número de pontos de nucleação no material, que modificará a microestrutura, diminuindo o tamanho de grão e SDAS, conforme pode ser visto na Figura 11.

**Figura 11 – Microestrutura de uma liga Al-Si-Cu sob diferentes taxas de resfriamento: (a) 0,16°C/s; (b) 0,46°C/s; (c) 0,72°C/s**



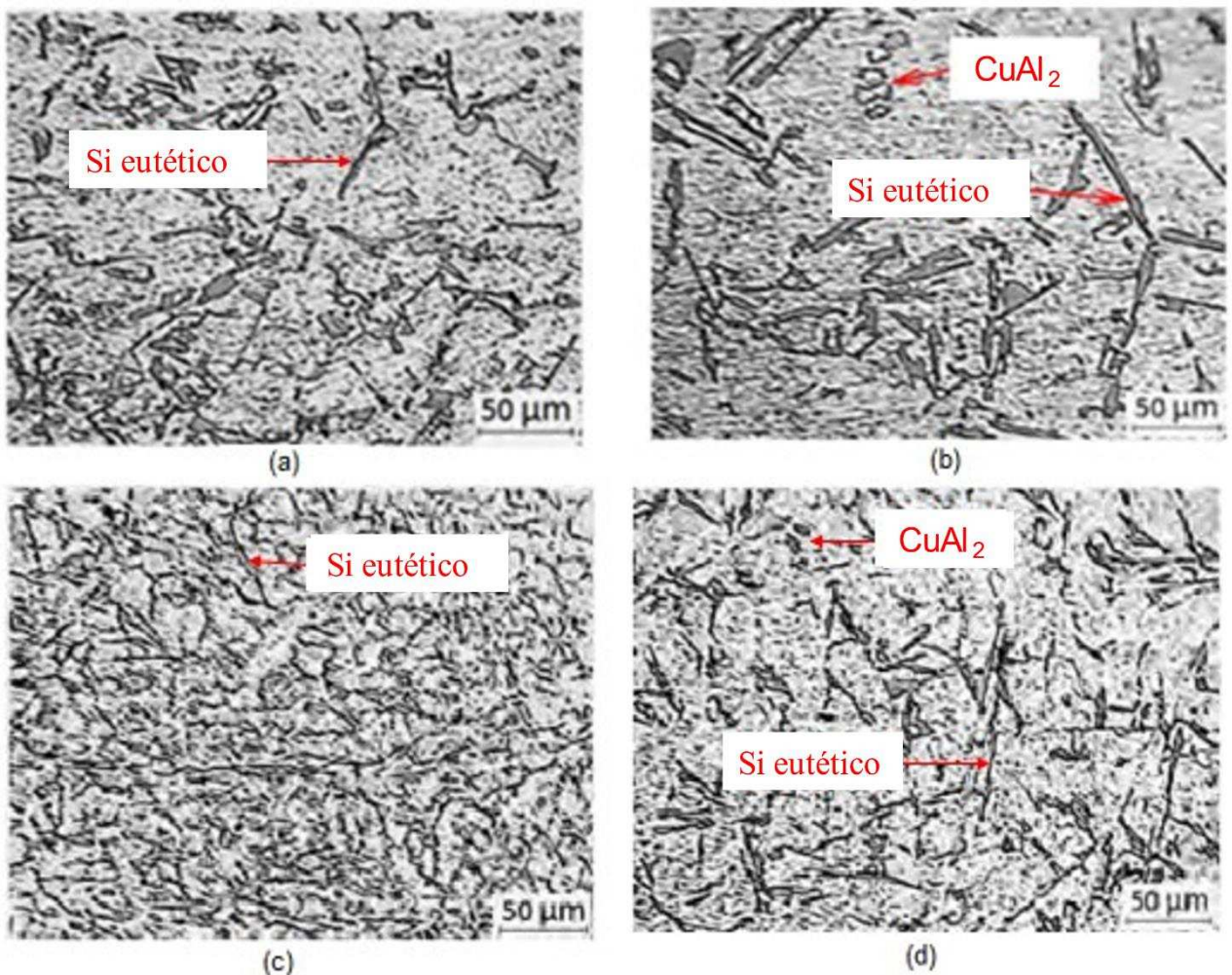
Fonte: Adaptado de Dobrzanski (2007)

Mohandass *et al.* (2014) relatam que o mecanismo de solidificação tem um papel fundamental, pois é a base para modificação da microestrutura, melhorando, assim, as propriedades mecânicas do produto fundido (Limite de Resistência, sem alterar a ductilidade do material). A partir disso, fizeram um estudo com a liga A380.0, analisando como diferentes taxas de solidificação modificam a microestrutura do

material e como isso influencia nas suas propriedades mecânicas. Além de considerar velocidades de resfriamento diferentes, também foram utilizadas amostras de diferentes regiões do fundido para estudo, uma retirada da superfície e outra do interior dele, num processo de fundição por gravidade.

Durante o resfriamento, a peça não se solidifica inteiramente ao mesmo tempo, o que pode causar uma diferente morfologia ao longo de sua extensão. Os resultados para a microestrutura são apresentados na Figura 12.

**Figura 12 – Microestrutura da liga A380.0: (a) Resfriamento ao ar, região da superfície; (b) Resfriamento ao ar, região do centro; (c) Resfriamento na água, região da superfície; (d) Resfriamento na água, região do centro**



**Fonte: Adaptado de Mohandass *et al.* (2014)**

Nas ligas Al-Si-Cu, durante a solidificação, há a formação de Si eutético e intermetálicos  $\text{CuAl}_2$ . Observou-se que, na Figura 12a, há uma grande concentração de Si eutético distribuído de forma homogênea e refinada; já na Figura 12b, o mesmo encontra-se mais alongado e distribuído não homogeneamente, além da fase intermetálica  $\text{CuAl}_2$  numa forma mais grosseira.

Para a Figura 12c, devido ao resfriamento muito rápido, a microestrutura é ainda mais refinada que no resfriamento ao ar; e não foi observado a presença da fase intermetálica, pois o curto tempo de solidificação diminui a solubilidade dos elementos na liga, reduzindo a segregação e formação dessas fases intermetálicas. No centro, Figura 12d, há um pequeno alongamento dos grãos, por causa de uma menor taxa de solidificação que na superfície, e a presença de pequenos precipitados de intermetálicos.

Para essas amostras, foram observados ensaios de tração e os resultados estão apresentados na Tabela 7.

**Tabela 7 – Resultados observados do ensaio de tração**

Identificação da amostra		LS(*) (MPa)	LE(**) (MPa)	% Alongamento
Resfriada na água	Superfície	360,27	328,45	2,22
	Centro	320,95	298,50	2,84
Resfriada ao ar	Superfície	292,30	276,12	3,10
	Centro	279,32	263,60	3,78

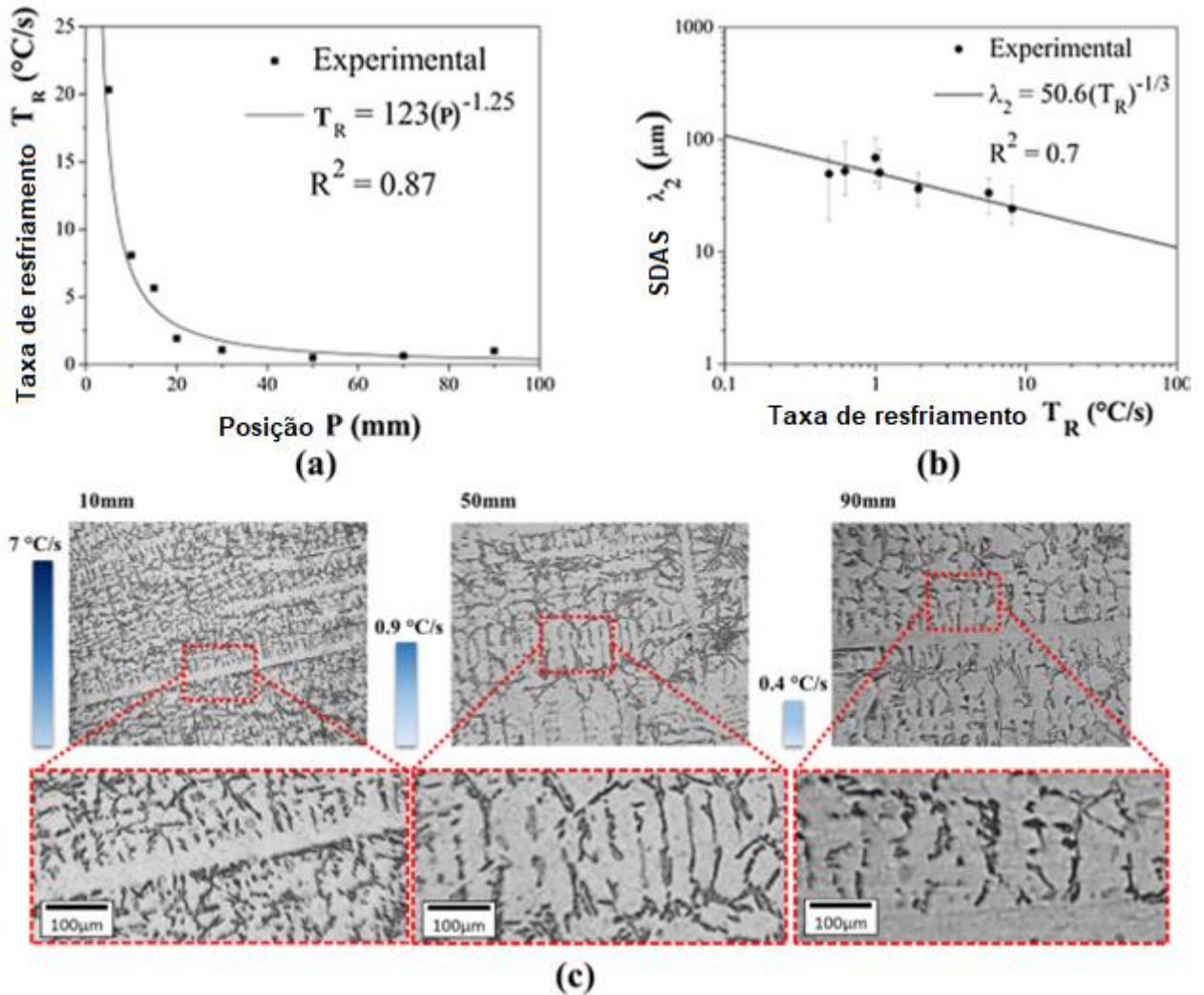
(\*) Limite de resistência à tração; (\*\*) Limite de escoamento  
 Fonte: Adaptado de Mohandass *et al.* (2014)

A partir dos resultados, é possível perceber que em um resfriamento mais lento, ao ar, os valores de resistência à tração e ao escoamento são menores do que os encontrados num resfriamento mais rápido, na água. Do mesmo modo, nota-se que para as amostras mais ao centro do material, esses valores de tensão são menores do que para amostras retiradas da superfície. Essa diferença está diretamente ligada à microestrutura que será formada durante a solidificação do material, que foi apresentada anteriormente.

Souza *et al.* (2019) também estudaram amostras de uma liga Al-Si-Cu, obtidas por fundição em molde permanente, onde somente um dos lados do molde era resfriado na água para retirada do calor, o que proporcionou uma solidificação horizontal do fundido. Foi possível notar grandes diferenças na microestrutura ao longo do material sólido, uma vez que o material apresentou diferentes taxas de resfriamento ao longo de sua extensão. A Figura 13 apresenta a variação da taxa de resfriamento e SDAS em relação à sua posição no lingote e as microestruturas resultantes. Os resultados são semelhantes aos apresentados anteriormente, quanto

mais distante da base fria do lingote, menor é a taxa de solidificação local do material e maior o valor de SDAS, representado também por  $\lambda_2$ .

**Figura 13 – Análise da liga Al-Si-Cu obtida por solidificação horizontal: (a) e (b) Posição e SDAS ( $\lambda_2$ ) em relação à taxa de resfriamento (c) Evolução da microestrutura para diferentes taxas de resfriamento**



Fonte: Adaptado de Souza *et al.* (2019)

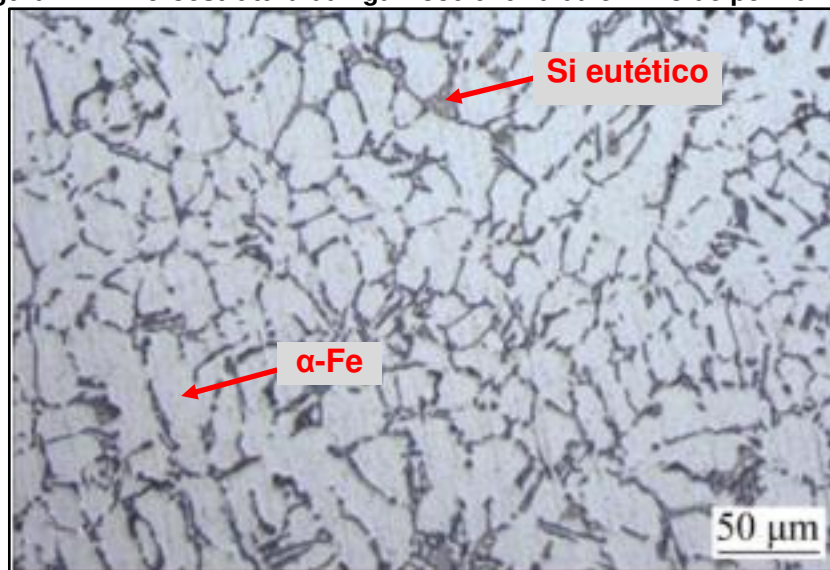
Num estudo comparativo das ligas A356.0, muito semelhante à liga A359.0 em termos composicionais conforme demonstrado na Tabela 8, e A380.0, Gecu *et al.* (2018) analisaram como elas se comportam sob diferentes tipos de processos de fabricação e após tratamento térmico. Foram obtidos resultados semelhantes aos encontrados por Mohandass *et al.* (2014), de que numa taxa de resfriamento mais elevada, o material formará uma microestrutura mais refinada do que em menores taxas.

**Tabela 8 – Composição química das ligas A356.0 e A359.0**

Elemento	Composição A356.0 (%)	Composição A359.0 (%)
Alumínio (Al)	91,10 – 92,30	88,80 – 91,00
Cobre (Cu)	<0,20	<0,20
Magnésio (Mg)	0,25 – 0,45	0,50 – 0,70
Manganês (Mn)	<0,10	<0,10
Silício (Si)	6,50 – 7,50	8,50 – 9,50
Ferro (Fe)	<0,20	<0,20
Zinco (Zn)	<0,10	<0,10
Titânio (Ti)	<0,20	<0,20
Outros (cada)	<0,05	<0,05
Outros (total)	<0,15	<0,15

Fonte: ASM International (p. 619, p. 632, 1990)

As amostras mostradas na Figura 14 foram obtidas por fundição em molde permanente, para comparação com as amostras obtidas por tixoconformação, que estão representadas na Figura 15.

**Figura 14 – Microestrutura da liga A380.0 fundida em molde permanente**

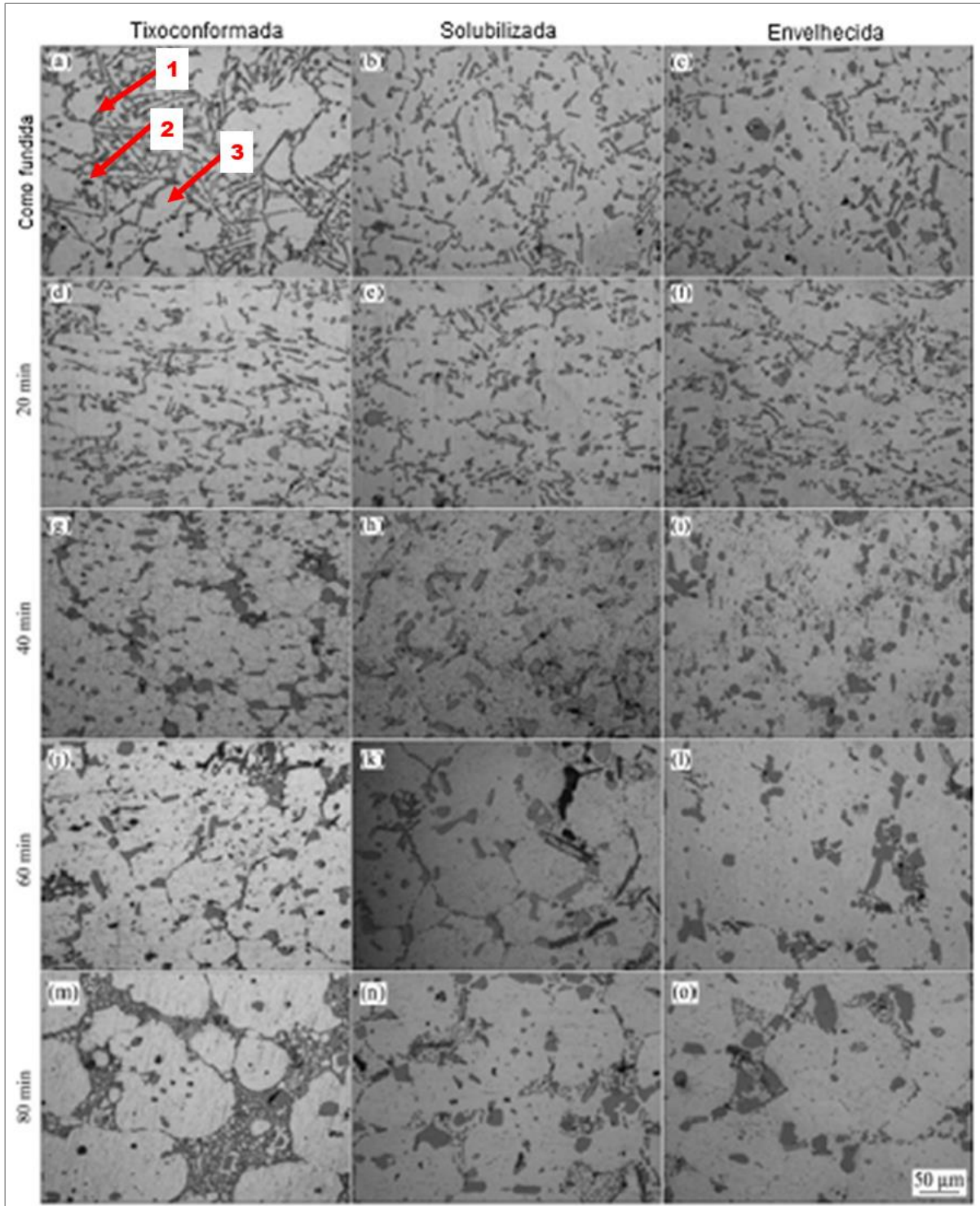
Fonte: Adaptado de Gecu *et al.* (2018)

As amostras tixoconformadas foram processadas a partir de tarugos cilíndricos (40 mm de diâmetro e 40 mm de espessura) obtidos por fundição de baixo superaquecimento, e depois submetidas a tratamento térmico T6 (solubilização e envelhecimento artificial). Para a solubilização foram escolhidas temperaturas 20°C a menos que a temperatura *solidus* do material; assim, as ligas A356 e A380 foram solubilizadas por 4 horas nas temperaturas 535 e 520°C, respectivamente. Depois, os materiais foram resfriados na água e submetidos ao envelhecimento artificial, que

ocorreu a 180°C por 4 horas. É possível notar que o tratamento T6 propiciou uma microestrutura com um Si eutético mais uniformemente distribuído do que na amostra sem tratamento apresentada anteriormente.

Os resultados para a microestrutura da liga Al-Si-Cu estão na Figura 15, onde a seta 1 representa o Si eutético poliédrico, a seta 2 representa os compostos intermetálicos ( $\alpha$ -Fe) e a seta 3 representa a matriz de  $\alpha$ -Al.

Figura 15 – Microestrutura da liga A380.0 durante tratamento térmico T6 (seta 1 – fase eutética composta por Si; seta 2 – compostos intermetálicos  $\alpha$ -Fe; seta 3 – grão da dendrita secundária)



Fonte: Adaptado de Gecu *et al.* (2018)

O material tixoconformado apresenta uma região eutética com distribuições uniformes de Si, em forma plaquetas, e  $\alpha$ -Fe. Além disso, essa liga possui uma composição química que contém mais Cu, Fe e Zn, resultando na formação de mais compostos intermetálicos em sua fase líquida, quando comparado à liga A356.0. O Si,

quando solidificado, geralmente exibe uma morfologia de escrita chinesa; porém, nesse caso, ele apareceu na forma poliédrica.

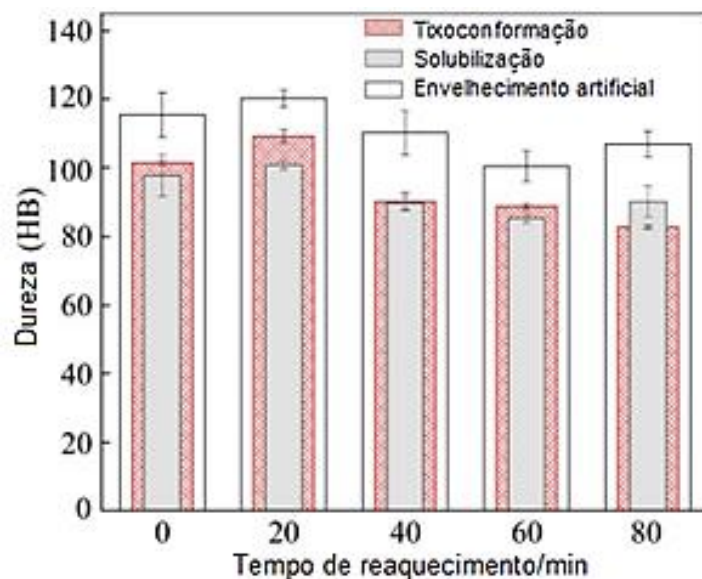
Com 20 a 60 minutos de reaquecimento, as partículas de Si ficaram concentradas nos contornos de grão e no interior do  $\alpha$ -Al. Em 80 minutos, o Si poliédrico apresentou um grande aumento de tamanho de grão.

Ainda, o reaquecimento propiciou a difusão dos átomos de Si da fase eutética para partículas pré-existentes, e seu crescimento. Os grãos de  $\alpha$ -Al também ficaram mais grosseiros devido à exposição por tempo suficiente ao calor durante o tratamento.

A liga A380.0 envelhecida apresentou um aumento da quantidade de  $\alpha$ -Fe, numa estrutura mais esferoidizada; os grãos de  $\alpha$ -Al aumentaram de tamanho; o contorno de grão entre  $\alpha$ -Al e Si arredondado tornou-se imperceptível; e novas partículas foram obtidas adjacentes às já existentes.

Todas essas mudanças ocorridas nas microestruturas da Figura 15, impactaram diretamente na dureza do material, como pode ser visto na Figura 16.

**Figura 16 – Dureza da liga A380.0**



Fonte: Adaptado de Gecu *et al.* (2018)

Com 20 minutos de aquecimento, os tarugos apresentaram um pequeno aumento na dureza, quando comparados ao fundido sem tratamento, que pode ser atribuído à fase refinada de  $\alpha$ -Fe e às partículas Si poliédrico. Conforme aumenta-se a temperatura de reaquecimento, as fases do material foram esferoidizadas e houve crescimento dos grãos, o que causou uma diminuição nos valores de dureza.

O tratamento de solubilização causou um comportamento diferente na dureza

do material, no reaquecimento de 80 minutos, onde houve novamente um aumento da dureza pela ação dos precipitados. Isso pode ter sido causado pela morfologia e distribuição das partículas de Si e o refinamento da estrutura eutética. Para os outros tempos de aquecimento, as amostras tiveram uma ligeira diminuição na dureza, como esperado.

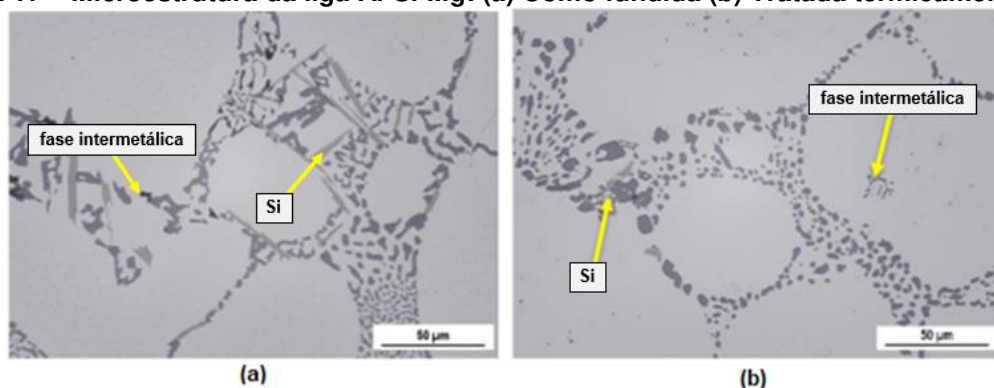
As amostras envelhecidas artificialmente tiveram um pico no valor de dureza no aquecimento a 20 minutos, porém em todos os tempos nota-se um aumento dessa propriedade. Essa melhoria é devido à presença dos precipitados de  $Al_2Cu$ . A microestrutura como fundida é muito parecida com a de 20 minutos de reaquecimento, por isso ela apresenta o segundo maior valor de dureza.

Após visualização de todos os dados de diferentes autores, foi possível perceber que o aumento da taxa de resfriamento do material, implica no refinamento da microestrutura da liga e diminuição do SDAS. Consequentemente, há uma melhoria nas suas propriedades mecânicas.

## 6.2 Ligas Al-Si-Mg

Quando a liga Al-Si-Mg solidifica, ela forma um intermetálico  $Mg_2Si$ , que afeta as propriedades do material de acordo com sua morfologia. Quando a taxa de resfriamento é lenta, geralmente essa fase se apresentará na forma de escrita chinesa, que prejudica as propriedades mecânicas, fragilizando o material. Para refinamento da microestrutura, Kuchariková *et al.* (2020) fizeram o tratamento térmico T6 da liga (solubilização a  $525^\circ C$  por 6 horas, têmpera em água  $60^\circ C$  e envelhecimento artificial a  $175^\circ C$  por 6 horas) que resultou na esferoidização de partículas de Si e na fragmentação dos intermetálicos. Essa mudança pode ser vista na Figura 17.

**Figura 17 – Microestrutura da liga Al-Si-Mg: (a) Como fundida (b) Tratada termicamente – T6**



Fonte: Adaptado de Kuchariková *et al.* (2020)

Além da modificação da microestrutura, houve influência nas propriedades do material, de acordo com o apresentado na Tabela 8.

**Tabela 9 – Propriedades da liga Al-Si-Mg**

<b>Liga</b>	<b>SDAS (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>HBW*</b>
Como fundida	69,0	50,8
Tratada termicamente	69,0	103,0

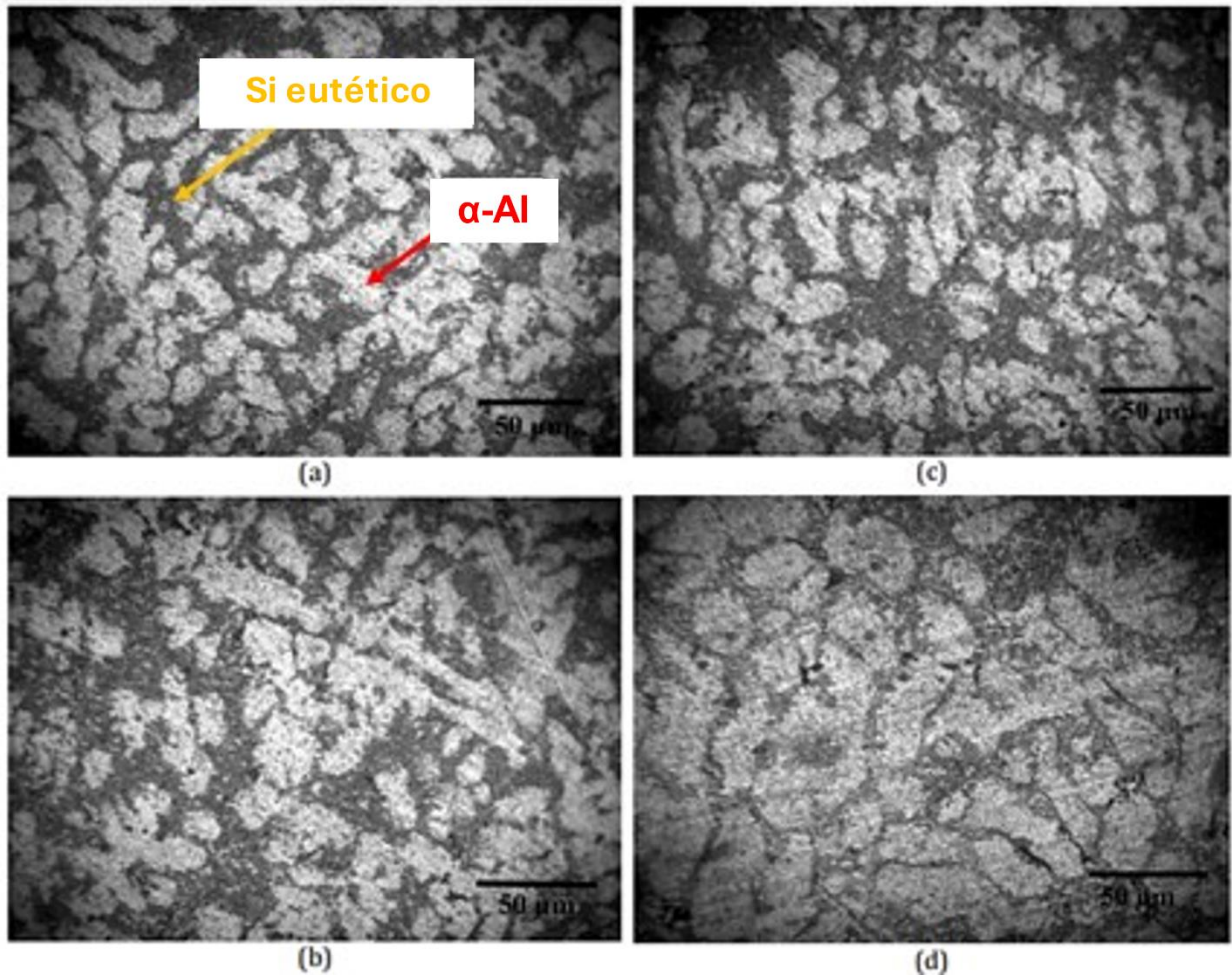
**\*HBW – Dureza Brinell com esfera de tungstênio**

**Fonte: Adaptado de Kuchariková *et al.* (2020)**

Apesar de o SDAS não ter sido alterado, houve um aumento significativo na dureza do material, que pode ser atribuído à mudança na morfologia do eutético rico em Si na forma de agulhas para a forma esferoidizada, e, também, pela precipitação de partículas de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  após tratamento térmico de solubilização e precipitação (componentes solubilizados e envelhecidos).

Radhika *et al.* (2020) também estudaram as propriedades mecânicas e microestruturais da liga A359.0, no estado como fundida e após passar por tratamento térmico T6. Os materiais utilizados foram obtidos por técnicas de metalurgia líquida, produzindo um material de estrutura homogênea e um material de gradação funcional (MGF). Na Figura 18, estão apresentadas as micrografias dos materiais, no estado somente fundido.

Figura 18 – Microestruturas das ligas fundidas: (a) Região mais externa do MGF; (b) Região do meio do MGF; (c) Região mais interna do MGF; (d) Fundido homogêneo



Fonte: Adaptado de Radhika *et al.* (2020)

Em ambos os materiais, é possível observar grandes porções de grãos da matriz  $\alpha$ -Al e nos contornos de grão, Si eutético. O silício não se distribui de forma homogênea, mas se conecta nos espaçamentos interdendríticos.

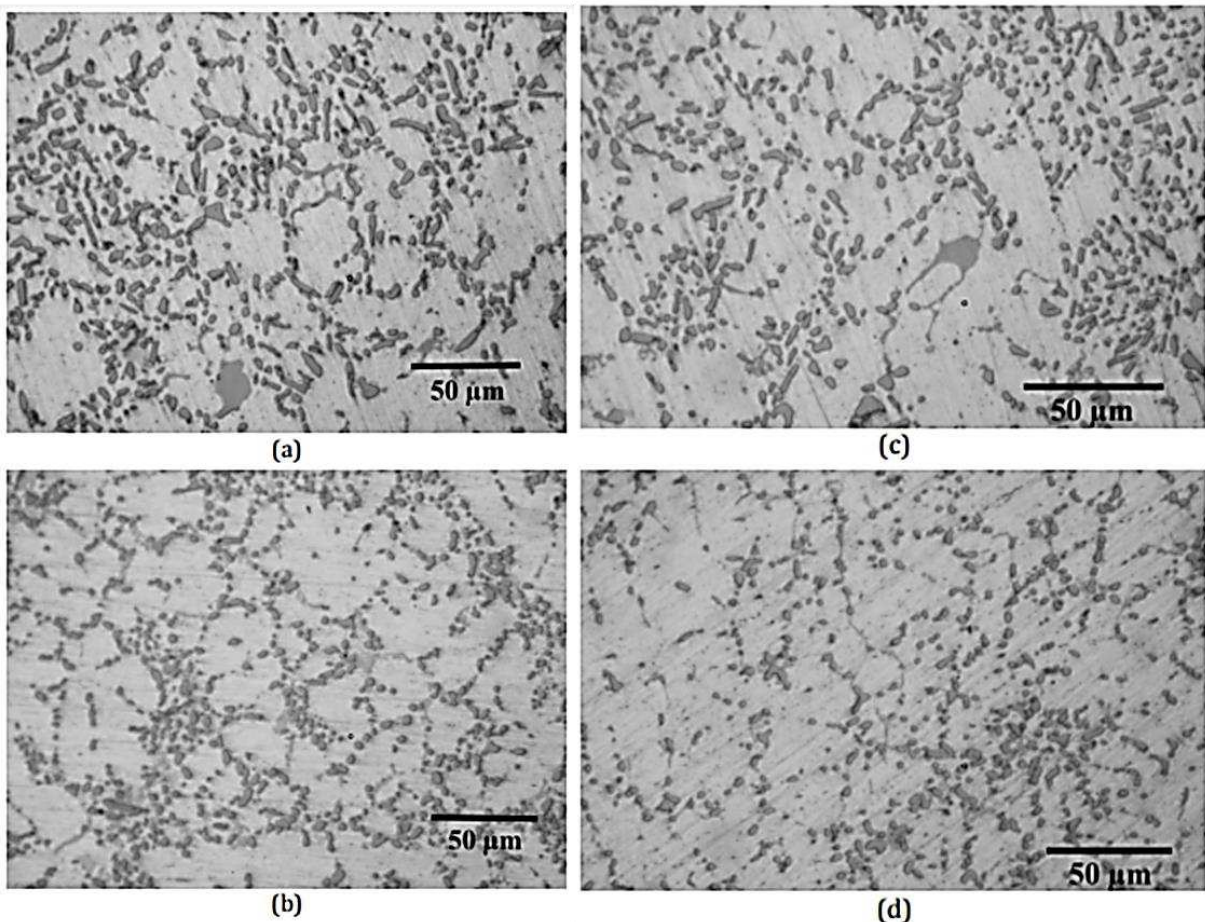
No MGF, à medida que se caminha da parte mais externa (Figura 18a) para a mais interna (Figura 18b e 18c), nota-se que os grãos ficam mais grosseiros. Isso pode ser causado pelas taxas de resfriamento diferentes, devido à diferença de temperatura entre o metal líquido e o molde metálico pré-aquecido; ou por causa de vestígios de Ti no fundido, que agem como agentes refinadores de grão. No material homogêneo (Figura 18d), a microestrutura ficou muito similar à da região interna do MGF.

Essa liga possui uma boa solubilidade na fase sólida e a morfologia do Si eutético é fundamental para evitar a segregação dos elementos de liga. No início da

fase de solubilização, as plaquetas de Si do fundido se dividem em pequenos fragmentos, que gradualmente passam por esferoidização durante o envelhecimento artificial. Se mantido em solubilização por um tempo muito prolongado, pode levar à coalescência dos grãos; então, o tratamento foi feito por 10 horas, tempo em que há uma formação escassa de precipitados de  $Mg_2Si$  e o refinamento do Si eutético grosseiro. Além das 10 horas de tratamento, o Si eutético aumenta de tamanho devido ao fenômeno de superenvelhecimento.

Assim, após o tratamento térmico T6, é possível notar que houve uma mudança não muito significativa na microestrutura dos materiais, tanto no MGF, quando no fundido homogêneo, quando comparados aos materiais como fundido. Isso sugere que o tratamento térmico tende a uniformizar a microestrutura da peça, resultando em menos variação ao longo de sua direção. As micrografias dos materiais tratados estão apresentadas na Figura 19.

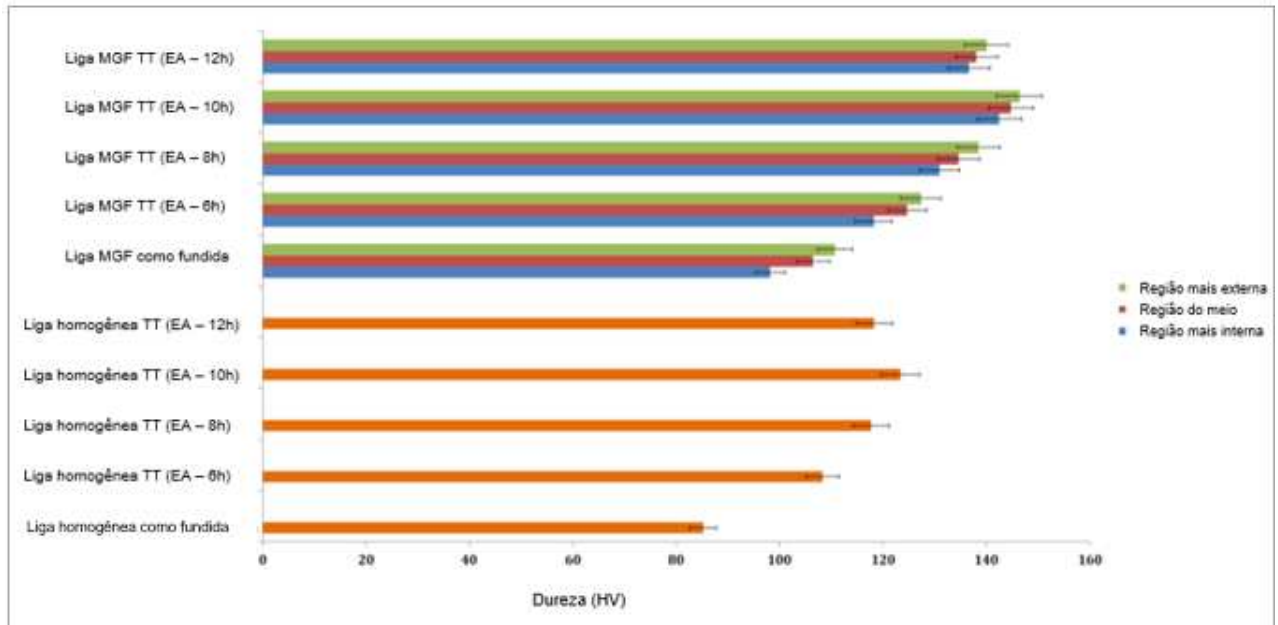
**Figura 19 – Microestruturas das ligas após tratamento térmico: (a) Região mais externa do MGF; (b) Região do meio do MGF; (c) Região mais interna do MGF; (d) Fundido homogêneo**



Fonte: Adaptado de Radhika *et al.* (2020)

Além de analisar as microestruturas, foram comparadas as mudanças na microdureza e resistência à tração da liga A359.0, antes e após o tratamento térmico. Os resultados estão nas Figura 20 e 21, respectivamente.

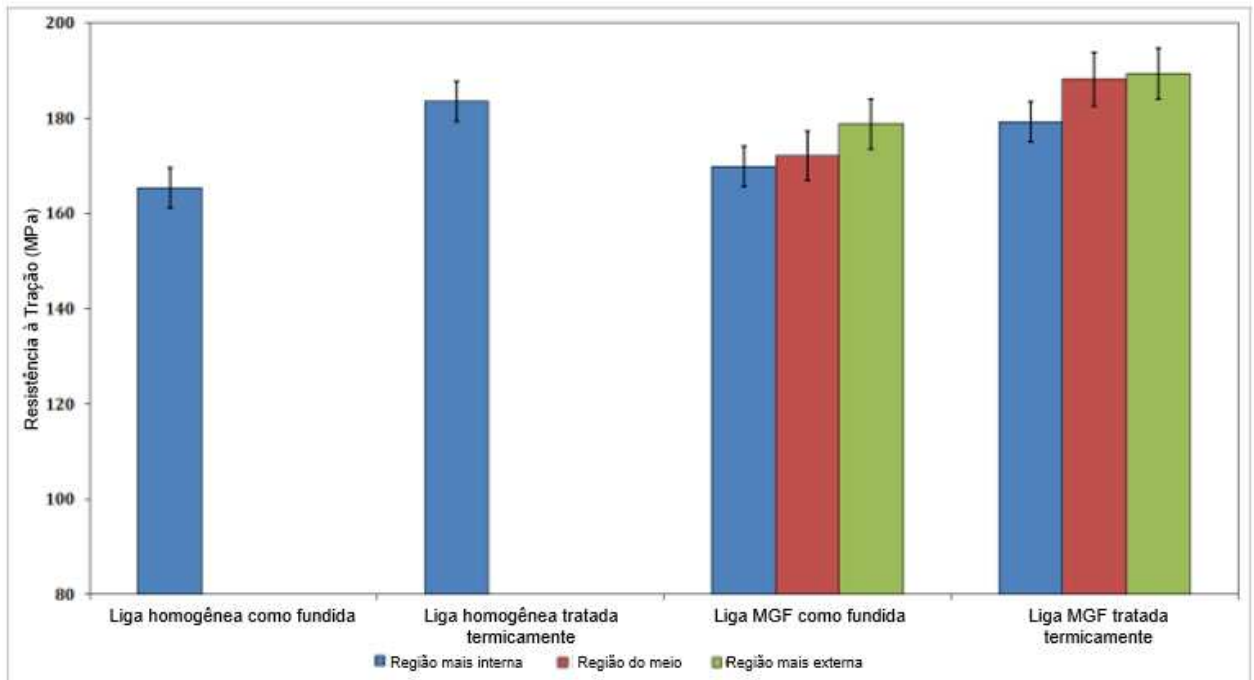
**Figura 20 – Microdureza das ligas A359.0 homogênea e MGF**



**\*TT – tratada termicamente; \*EA – envelhecida artificialmente**  
**Fonte: Adaptado de Radhika *et al.* (2020)**

Analisando a Figura 20, observa-se que, na região mais externa da liga MGF, há um aumento no valor de dureza, mas conforme adentra-se o material, os valores diminuem. É possível notar também que, quanto maior o tempo de reaquecimento do material, maior é a sua dureza, porém somente até 10h de tratamento, depois há um declínio. Esse comportamento, no MGF, é devido às condições controladas de resfriamento que a região mais externa apresenta e às não controladas na região mais interna. A dureza do material homogêneo comporta-se da mesma forma que o MGF, durante o tratamento térmico.

**Figura 21 – Resistência à tração das ligas A359.0 homogênea e MGF**



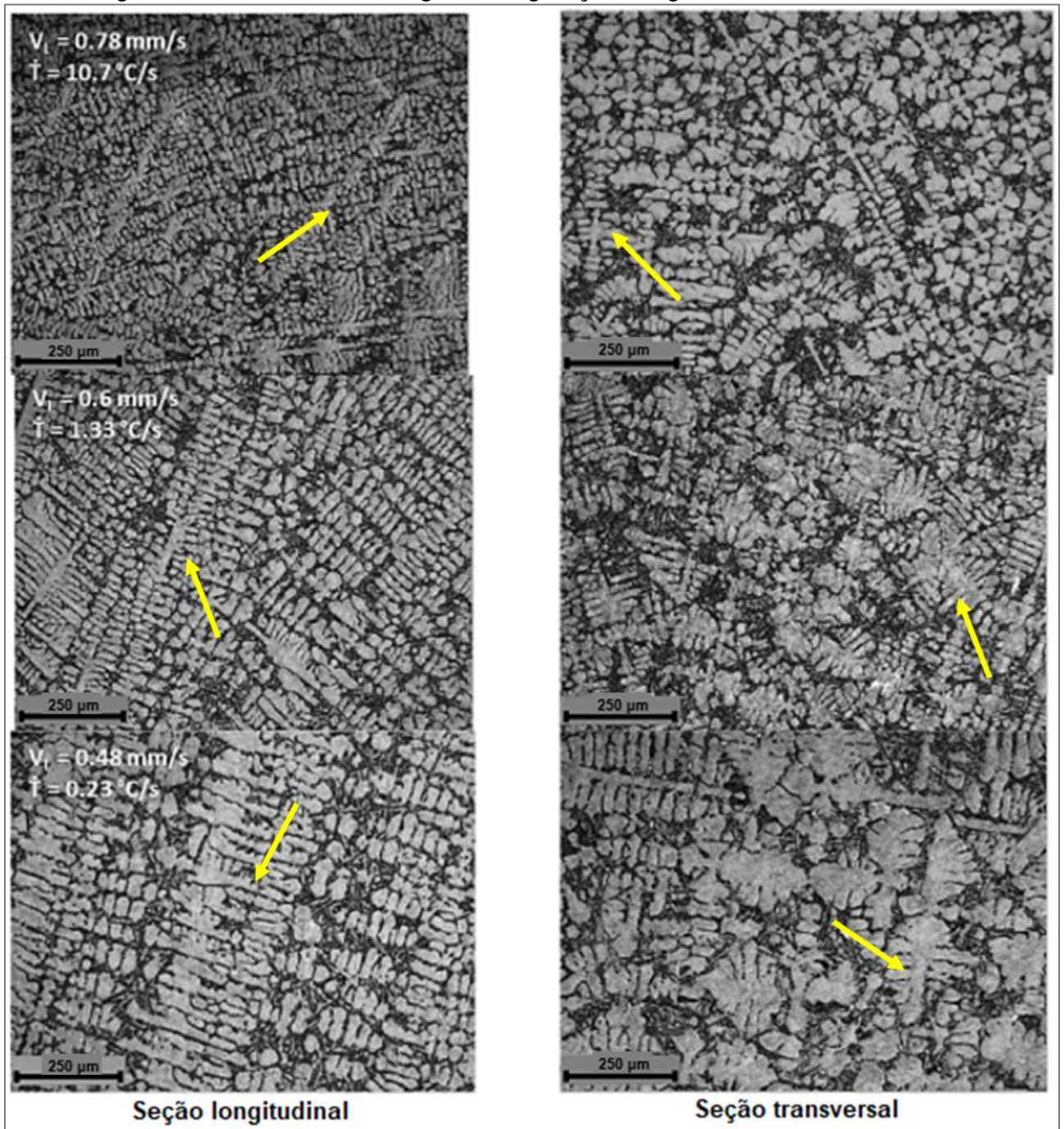
Fonte: Adaptado de Radhika *et al.* (2020)

Da mesma maneira, na Figura 21, observa-se que a resistência à tração das ligas aumenta após o tratamento térmico T6. No MGF, ela diminui conforme adentra-se o material. Esse comportamento no estado como fundido é devido à formação de uma estrutura refinada de grãos na região de resfriamento controlado (região mais externa). Já no material tratado termicamente, é causado pelos deslocamentos induzidos pela temperatura que formam pontos de nucleação heterogênea para a formação de Si eutético esferoidizado.

Dessa forma, além de modificar a microestrutura em ambos os materiais, tornando o Si eutético mais grosseiro, fica evidenciado que o tratamento T6 também melhora as suas propriedades.

Gandolfi *et al.* (2021) fizeram um experimento com a liga Al-Si-Mg, sob diferentes taxas de resfriamento, obtida por fundição em molde permanente. Neste estudo foi possível comparar como a estrutura se comporta, nas regiões transversais e longitudinais do fundido, em relação aos parâmetros térmicos de solidificação. Em todas as taxas de resfriamento, além da presença das dendritas de  $\alpha$ -Al, há regiões mais escuras, interdendríticas, que são compostas por Si e  $Mg_2Si$ . Na Figura 22, nota-se a diferença na formação das dendritas (setas amarelas) ao longo do material, de acordo com a mudança na taxa de solidificação (T) e seu posicionamento no fundido.

Figura 22 – Microestrutura da liga Al-Si-Mg: seções longitudinal e transversal



$V_L$  – Velocidade de crescimento;  $\dot{T}$  – taxa de resfriamento

Fonte: Adaptado de Gandolfi *et al.* (2021)

O material sofreu grandes mudanças na microestrutura com a redução da taxa de resfriamento. Isso ocorre, pois, uma menor taxa de resfriamento, significa um maior tempo de solidificação local, que faz com que os braços das dendritas cresçam mais lentamente, permitindo que os mecanismos de difusão ocorram por mais tempo. Os SDAS são mais grosseiros quanto maior o tempo de contato entre a dendrita e o material ainda no estado líquido.

Após essas análises, foi possível comprovar como os diferentes resfriamentos dessa liga, assim como na liga Al-Si-Cu, provoca um refinamento da microestrutura e, por consequência, uma melhoria nas propriedades do material.

## 7 CONCLUSÕES

O presente trabalho teve como objetivo principal investigar a influência das taxas de solidificação nas propriedades mecânicas e microestruturais das ligas de alumínio A380.0 e A359.0. Através de uma abordagem metodológica, que incluiu a análise bibliográfica qualitativa e quantitativa, e o estudo comparativo das microestruturas e propriedades mecânicas destas ligas sob diferentes condições de resfriamento, foi possível destacar resultados significativos que contribuem para o campo da Engenharia de Materiais.

Foi observado que as taxas de resfriamento exercem um papel crucial na determinação das características microestruturais das ligas estudadas. Especificamente, taxas de solidificação mais elevadas resultaram em uma microestrutura mais refinada, o que, por sua vez, influenciou positivamente nas propriedades mecânicas das ligas, como resistência à tração e dureza. Este fenômeno pode ser atribuído ao espaçamento interdendrítico secundário (SDAS) mais estreito, observado nas microestruturas das ligas solidificadas mais rapidamente.

Além disso, o estudo discutiu as ligas A380.0, uma liga secundária obtida através da reciclagem da sucata de alumínio, e a liga A359.0, uma liga primária produzida a partir do alumínio extraído pelo beneficiamento da bauxita. Ambas as ligas demonstraram comportamentos distintos em relação às taxas de solidificação, ressaltando a importância da composição e do processo de obtenção na determinação das propriedades finais do material.

Este trabalho não apenas amplia o conhecimento sobre as ligas de alumínio A380.0 e A359.0, mas também oferece uma contribuição valiosa para a pesquisa bibliográfica em língua portuguesa sobre o assunto, predominantemente disponível em inglês. Os resultados obtidos reforçam a relevância da taxa de solidificação como um fator determinante nas propriedades mecânicas e microestruturais das ligas de alumínio, que contribuem para a otimização de processos de fabricação e tratamentos térmicos, visando a melhoria das características destes materiais.

Em conclusão, o estudo investigativo realizado oferece uma base sólida para futuras pesquisas e aplicações práticas no campo da Engenharia de Materiais, especialmente no que diz respeito ao desenvolvimento e à aplicação de ligas de alumínio em indústrias que demandam materiais com propriedades mecânicas superiores e microestruturas otimizadas.

## REFERÊNCIAS

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. **Alumínio: processos de produção – fundição.** [s.d.] Disponível em: <https://abal.org.br/aluminio/processos-de-producao/fundicao/>. Acesso em: 5 nov. 2021.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6835: Alumínio e suas ligas: Classificação das têmperas.** Rio de Janeiro: ABNT, 2000.

ASM International. **ASM metals handbook volume 2: Properties and selection of non-ferrous alloys and special purpose materials.** American Society of Metals, 1990.

ASM International. **ASM specialty handbook: Aluminum and aluminum alloys.** American Society of Metals, 1993.

BALDAM, R. de L.; VIEIRA, E. A. **Fundição - processos e tecnologias correlatas.** 2 ed. São Paulo: Editora Saraiva, 2014. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788536519746/>. Acesso em: 5 nov. 2021.

CHO, J. -I.; KIM, C. -W. The relationship between dendrite arm spacing and cooling rate of Al-Si casting alloys in high pressure die casting. **International journal of metalcasting.** v. 8, p. 49-55, 2014.

DOBRZANSKI, L. A. *et al.* Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub> alloy. **Journal of materials processing technology.** Las Vegas: v. 191, p. 317-320, 2007.

DUARTE, I. R. Processamento de ligas alumínio silício fundidas. Congresso de inovação tecnológica – CINTEC. **Minicurso.** Joinville: UNISOCIESC, 2014. Disponível em: <https://old.foundrygate.com/upload/artigos/Cintec%202014%20Minicurso%20-%20Processamento%20de%20ligas%20de%20AlSi%20fundidas%20-%20Cintec%202014.pdf>. Acesso em: 25 ago. 2022.

GANDOLFI, M. *et al.* Relationship between microstructure evolution and tensile properties of AlSi10Mg alloys with varying Mg content and solidification cooling rates. **Metals.** v. 11, n° 7: 1019, 2021.

GECU, R. *et al.* Influence of T6 heat treatment on A356 and A380 aluminium alloys manufactured by thixoforging combined with low superheat casting. **Transactions Nonferrous Metals Society of China.** v. 28, n. 3, p. 385-392, 2018.

GREFORTEC. **Tratamento térmico: tudo que você precisa saber.** 2019. Disponível em: <https://www.grefortec.com.br/blog/category/tratamento-termico/>. Acesso em: 25 jul. 2021.

HATCH, J. E. **Aluminium properties and physical metallurgy.** p. 134-199. ASM International, 1984.

HUSAIN, N. H.; AHMAD, A. H.; RASHIDI, M. M. An overview of thixoforming process. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. v. 257, n. 1, 2017. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/257/1/012053/pdf>. Acesso em: 18 mar. 2024.

KALPAKJIAN, S; SCHMID, S. R. **Manufacturing engineering and technology**. 6 ed. Prentice Hall, 2009.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminium alloy castings: properties, processes and applications**. 1 ed. Novelty: ASM International, 2004.

KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. São Paulo: Editora Blucher, 2013. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521206835/>. Acesso em: 5 nov. 2021.

KUCHARIKOVÁ, L. *et al.*, Investigation on microstructural and hardness evaluation in heat-treated and as-cast state of secondary AlSiMg cast alloys. **Materials Today: Proceedings**. v. 32, n. 2, p. 63-67, 2020.

MAHAMOOD, R. M. *et al.* Functionally graded material: an overview. **Proceedings of the World Congress on Engineering**. London: Newswood Limited v. 3, p. 1593-1597, 2012. Disponível em: [https://www.iaeng.org/publication/WCE2012/WCE2012\\_pp1593-1597.pdf](https://www.iaeng.org/publication/WCE2012/WCE2012_pp1593-1597.pdf). Acesso em: 21 mar. 2024.

METALURGISTA INDUSTRIAL. **Solidificação**. 2019. Disponível em: <http://www.metalurgistaindustrial.com.br/adm/upload/EngMetais/2019611201722o.pdf>. Acesso em: 25 ago. 2022.

MOHANDASS, M. *et al.* Effect of cooling rate on mechanical behavior of bulk cast of A380 aluminium alloy. **International jornal of engineering and technology**. v. 6, p. 374-380, 2014.

OTARAWANNA, S.; DAHLE, A. K. Casting of aluminium alloys. *In*: LUMLEY, R. **Fundamentals of aluminium metallurgy**. Reino Unido: Woodhead Publishing Limited, 2011. cap. 6, p. 141-154.

POLMEAR, I. *et al.* Cast aluminium alloys. **Light alloys**. 5 ed. Oxford, p. 265-286, 2017.

RADHIKA, N. *et al.* Enhancing the mechanical and reciprocating wear behavior of functionally graded a359 aluminium alloy through heat treatment. **Tribology in Industry**. v. 42, n. 3, p. 513-527, 2020.

RAMALHO, R. *et al.* Uso das ligas de alumínio de alta resistência em substituição dos aços de alta resistência. **Revista ferramental**, Porto Alegre, set. 2020. Disponível em: <https://www.revistaferramental.com.br/?cod=artigo/uso-das-ligas-de-alum-nio-de-alta-resist-ncia-em-substitui-o-dos-a-os-de-alta-resist-ncia/>. Acesso em: 25 jul. 2021.

RASHED, H. M. M. A.; BAZLUR RASHID, A. K. M. Heat treatment of aluminium alloys. **Comprehensive materials finishing**. Dhaka, v. 2, p. 337-371, 2017.

SOUZA, F. A. *et al.* Investigation on microstructural and microhardness evolution in as-cast and T6/heat-treated samples of a horizontally solidified AlSiCu alloy. **Journal of materials research and technology**. v. 8, n. 5, p. 5046-5052, 2019.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of aluminum**. v. 1. New York: Marcel Dekker Inc., 2003.

VANDERSLUIS, E; RAVINDRAN, C. R. Comparison of measurement methods for secondary dendrite arm spacing. **Metallography microstructure and analysis**. v. 6, 2017.

VIJEESH, V.; PRABHU, K.N. Review of microstructure evolution in hypereutectic Al–Si alloys and its effect on wear properties. **Transactions of the indian institute of metals**. Mangalore: v. 67, n. 1, p. 1-18, 2014.