

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**TÍTULO DO TRABALHO: Avaliação estrutural da liga  
AlSi7MgMn fundida utilizando cavacos de usinagem  
briquetados como matéria-prima**

**Guilherme de Paula Mazza**

**SÃO CARLOS -SP**  
**[2022]**

**TÍTULO: Avaliação estrutural da liga AlSi7MgMn fundida utilizando cavacos de usinagem briquetados como matéria-prima.**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, como requisito para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Guilherme Zepon



## ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

**NOME:** Guilherme de Paula Mazza

**RA:** 745924

**TÍTULO:** Avaliação estrutural da liga AlSi7MgMn fundida utilizando cavacos de usinagem briquetados como matéria-prima

**ORIENTADOR(A):** Prof. Dr. Guilherme Zepon

**CO-ORIENTADOR(A):**

**DATA/HORÁRIO:** 16/09/2022, 8h

### BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Guilherme Zepon	9	10
Prof. Dr. Francisco Gil Coury	9	10
<b>Média</b>	9	10

### BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Guilherme Zepon

Prof. Dr. Francisco Gil Coury

Documento assinado digitalmente  
**gov.br** GUILHERME ZEPON  
Data: 16/09/2022 18:02:00-0300  
Verifique em <https://verificador.iti.br>

\_\_\_\_\_  


## **DEDICATÓRIA**

Dedico esse trabalho aos meus pais que possibilitaram, por meio de muito investimento em minha educação, incentivo e amor, alcançar intelecto suficiente para a elaboração desse texto e a conclusão de um curso superior em Engenharia de Materiais altamente conceituado no meio acadêmico. Se não fossem por eles, jamais teria alcançado essa conquista e, por esse e tantos outros motivos, muito obrigado. Dedico também à minha irmã, que nos últimos anos tornou-se uma grande amiga e companheira, sempre buscando me suportar e acalmar-me em momentos difíceis de estresse e ansiedade. Não somente à família, mas à minha namorada, dedico esse trabalho, por todos os momentos vividos ao meu lado nos últimos três anos. Momentos que tornaram a caminhada acadêmica e profissional mais leve e tranquila, me permitindo alcançar tais resultados.

## **AGRADECIMENTO**

Agradeço aos professores que me ajudaram na jornada acadêmica, muitos deles tiveram grande impacto nessa trilha. No entanto, um especial agradecimento ao meu professor orientador e mentor durante todos esses anos na UFSCar, Guilherme Zepon, que não só me possibilitou excelentes oportunidades, mas também me incentivou e auxiliou ao longo de meu percurso acadêmico.

## RESUMO

O presente trabalho de conclusão de curso (TCC) visa analisar a microestrutura de um lingote da liga  $\text{AlSi}_7\text{MgMn}$  (ou A356) por fundição em molde permanente de ferro e de grafite a partir de briquetes de cavaco compactados e centrifugados desta liga e, com isso, avaliar a qualidade metalúrgica do material produzido por fusão e as propriedades desta matéria-prima para a indústria de fundição.

A concepção deste trabalho surgiu baseado no estágio profissional, realizado na empresa X, no qual se realiza o briquetamento dos cavacos residuais, de uma linha de usinagem de alumínio, de forma a aumentar o valor agregado da sucata. Contudo, os cavacos são impregnados com óleo solúvel e de origem mineral durante o processo. Dessa forma, o objetivo do trabalho foi averiguar a possível contaminação de material orgânico e Ferro no fundido reciclado por meio da análise microestrutural de lingotes fundidos, utilizando apenas os cavacos briquetados como matéria-prima.

Para esta análise foram realizados cálculos termodinâmicos aplicando o método CALPHAD, bem como técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material refundido e contaminado. Foi observado que ambos os lingotes, vazados em moldes permanentes de ferro e de grafite, apresentaram elevada porosidade. Uma grande quantidade de fumaça escura foi liberada durante a fusão dos briquetes, indicando que isso se deve pelo fenômeno de porosidade por hidrogênio causado pela presença, principalmente, de material orgânico impregnado. Além disso, a presença de intermetálicos do tipo  $\alpha\text{-Al (Fe,Mn) Si}$  e  $\beta\text{-AlFeSi}$  sugerem contaminação por Ferro durante o processo industrial da empresa X.

Assim sendo, a pesquisa realizada sugere que o cavaco deve ser lavado e os briquetes devem ser pré-tratados termicamente, de forma a secar toda sua umidade e pirolisar todo tipo de hidrocarboneto existente antes de ser vendido como sucata. Além disso, existe extrema importância em utilizar equipamentos de fundição secos e livres de umidade, para reduzir ao máximo a porosidade causada por hidrogênio. Com relação à contaminação por Fe, não foi possível determinar a composição final do fundido, no entanto, o teor de Mn da liga não foi suficiente para suprimir a formação completa da fase  $\beta\text{-AlFeSi}$ , que se formou em pequena quantidade e que pode ser prejudicial às propriedades mecânicas da liga.

## Abstract

This course completion work (TCC) aims to evaluate the microstructure of an ingot of AlSi7MgMn (or A356) alloy by casting in permanent mold and graphite mold from compacted and centrifuged chip briquettes of this alloy. With this, to evaluate the metallurgical quality of the material produced by melting and to assess the quality of this raw material for the foundry industry.

The conception of this work arose from the professional internship carried out at company X, which performs the briquetting of residual chips, from a machining and aluminum line, in order to increase the added value of the scrap. However, the chips are impregnated with soluble oil, of mineral origin, during the process. In this sense, the objective of the work was to investigate the possible contamination of organic material and Iron in the recycled casting through microstructural analysis of ingots fused using only the briquetted chips as raw material.

Thermodynamic calculations using the CALPHAD method as well as optical and scanning electron microscopy (SEM) techniques of the remelted and contaminated material were used for this analysis. It was observed, that both the ingots, cast in permanent steel and graphite molds, showed high porosity. A large amount of dark smoke was released during melting of the briquettes, indicating that the high porosity is due to the hydrogen porosity phenomenon caused by the presence of mainly impregnated organic material. In addition, the presence of intermetallics of the type  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si and  $\beta$ -AlFeSi suggest Iron contamination during the industrial process of company X.

Thus, the research conducted suggests that the briquettes should be thermally pretreated, in order to pyrolyze all existing hydrocarbons, before being sold as scrap. In addition, it is extremely important to use dry, moisture-free casting equipment, reducing the porosity caused by hydrogen as much as possible. Regarding Fe contamination, it was not possible to determine the final composition of the casting, but the Mn content of the alloy was not sufficient to suppress the complete formation of the  $\beta$ -AlFeSi phase, which was formed in a small amount and which can be detrimental to the mechanical properties of the alloy.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - microestrutura típica do sistema Al-Si, contendo $\alpha$ -Al, Si e Al-Si eutético. Liga Al-10Si.....	16
Figura 2 - Figura 2: curva tensão-deformação de engenharia de amostras de A356 com diferentes teores de Mg.....	17
Figura 3 - Si eutético da liga A356 comercial em: (a) condição bruta de fusão e (b) solubilizada à 540°C por 3h12'. Retirado de [6].....	18
Figura 4 - Microestrutura base das amostras A – a revelação da microestrutura foi feita através de 0,5% HF. Editado de [7].....	20
Figura 5 - Avaliação metalográfica da microestrutura e formação de fases intermetálicas ricas em Fe, 0,5% HF.....	21
Figura 6 - Efeito do teor de Fe nas propriedades mecânicas das ligas de Al-Mg-Si fundidas com diferentes quantidades de Mn. Retirado de [8].....	22
Figura 7 - variação da solubilidade de hidrogênio com a temperatura para uma pressão parcial de H <sub>2</sub> constante e igual a 1 atm.....	25
Figura 8 - fluxo de cavaco durante o processo de briquetamento da empresa X.....	27
Figura 9 - microestruturas de referência da empresa X.....	29
Figura 10 - briquete fornecido pela empresa X, para utilização no trabalho.....	30
Figura 11 - forno de indução utilizado para fusão dos briquetes.....	31
Figura 12 - moldes de fundição utilizados.....	31
Figura 13 - depósitos de fundido utilizados.....	32
Figura 14 - diagrama de solidificação molar para 6%Si, 0,4%Mn, 0,2%Mg, 0,1% Fe e Al residual.....	35
Figura 15 - diagrama de solidificação molar para 6%Si, 0,4%Mn, 0,2%Mg, 0,1% Fe e Al residual, escala ampliada.....	36
Figura 16 - microscopias óticas dos fundidos, em magnificação 50x.....	37
Figura 17 - microscopia ótica, 200x de aumento, da amostra fundida em molde de grafite.....	38
Figura 18 - microscopias óticas, 500x de aumento, de amostra fundida em molde permanente.....	39
Figura 19 - Microscopia eletrônica da amostra fundida em molde de grafite.....	40
Figura 20 - mapeamento composicional realizado sobre a amostra de fundido em molde de grafite.....	41

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química normativa da liga AlSi7Mg (DIN EM AC-42000).....	17
Tabela 2 - Propriedades mecânicas mínimas da liga AlSi7Mg (DIN EM AC-42000).....	17
Tabela 3 - Composição dos principais elementos de liga das amostras utilizadas.....	20
Tabela 4 - exigências mecânicas, empresa X.....	29
Tabela 5 - faixa de composição das ligas contidas no briquete (%wt.).....	30
Tabela 6 - composição química média normalizada, por estrutura, observada nos EDSs (%wt.).....	42

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	11
<b>2. REVISÃO DE LITERATURA</b> .....	13
<b>2.1 RECICLAGEM DE ALUMÍNIO NA INDÚSTRIA DE FUNDIÇÃO</b> .....	13
<b>2.1.1 Alumínio secundário na indústria de fundição</b> .....	14
<b>2.2 LIGAS DO SISTEMA Al-Si, COM ADIÇÃO DE Mg E Mn.</b> .....	15
<b>2.3 INFLUÊNCIA DA CONTAMINAÇÃO COM Fe NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES EM LIGAS DO SISTEMA AlSi7MgMn.</b> .....	19
<b>2.4 INFLUÊNCIA DE CONTAMINAÇÃO DE MATÉRIA ORGÂNICA NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE LIGAS DE ALUMÍNIO FUNDIDAS.</b> ..	23
<b>2.5 PROCESSO DE BRIQUETAMENTO</b> .....	26
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	29
<b>3.1 LIGA DE REFERÊNCIA – EMPRESA X</b> .....	29
<b>3.2 BRIQUETE</b> .....	29
<b>3.3 FUNDIÇÃO</b> .....	30
<b>3.5 METALOGRAFIA</b> .....	32
<b>3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA</b> .....	33
<b>4. RESULTADOS</b> .....	35
<b>4.1 CÁLCULOS TERMODINÂMICOS ATRAVÉS DO THERMO-CALC</b> .....	35
<b>4.2 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓTICA</b> .....	37
<b>4.3 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)</b> .....	40
<b>5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS</b> .....	43
<b>6. CONCLUSÕES/CONSIDERAÇÕES FINAIS</b> .....	45
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	47

## 1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a indústria de fundição de alumínio sofreu grandes transformações, sobretudo em nível de matéria-prima de produção e responsabilidade ambiental. A produção de alumínio primário, alumínio provindo do minério Bauxita, é extremamente cara e agressiva ao meio ambiente, por conta da alta energia necessária para a redução do óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ) em alumínio metálico, que não só polui pela energia atrelada (parte da energia pode conter origens não renováveis poluentes), mas também libera grandes volumes de lama vermelha, tóxica, que não pode ser descartada no ambiente [1].

Nesse sentido, existe um grande esforço, por parte da indústria do alumínio e da indústria de bens de consumo que utilizam alumínio, para que a manufatura do alumínio secundário se desenvolva. O alumínio secundário constitui-se em ligas provindas de sucatas desse material. Por meio da mistura de diferentes sucatas conhecidas, é possível gerar ligas de ótima qualidade, consumindo cerca de 7% da energia que seria utilizada na produção do alumínio primário [1]. Dessa maneira, o esforço da indústria de fundição e de bens de consumo consiste em conhecer, tratar e destinar as sucatas de forma adequada, após a manufatura dos produtos, de forma a retornar para as fundições as sucatas em melhores condições possíveis, permitindo o barateamento da matéria-prima e diminuindo os impactos ambientais promovidos pela produção desse material.

A empresa X, alinhada a esse propósito, iniciou em sua linha de usinagem o processo de briquetamento de cavacos, que compreende em cominuir o cavaco, centrifugá-lo para remoção do óleo de corte e, prensagem desse material resultando em pequenos sólidos de material densificado, aumentando, consideravelmente, o preço de venda da sucata, beneficiando a manipulação do mesmo e, facilitando seu transporte.

O objetivo do presente trabalho é avaliar as características metalúrgicas de um lingote da liga  $AlSi_7MgMn$  (ou A356) por fundição em molde permanente em aço e em grafite a partir de briquetes de cavaco compactados e centrifugados desta liga, fornecidos pela empresa X, de forma a verificar a qualidade desta matéria-prima para a indústria de fundição. O interesse aqui é analisar as propriedades do produto de fusão dos briquetes para uso na indústria de alumínio secundário.

A metodologia empregada para alcançar o objetivo é baseada em fundir os briquetes, de forma a produzir dois lingotes, um em molde de grafite e outro em molde permanente de aço. Amostras foram retiradas de ambos os lingotes, preparadas metalograficamente e analisadas em microscópio ótico e eletrônico de varredura. As técnicas de microscopia foram utilizadas para investigar a microestrutura e verificar as semelhanças com o material de referência fornecido pela empresa X.



## 2. REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 RECICLAGEM DE ALUMÍNIO NA INDÚSTRIA DE FUNDIÇÃO

Em 2010, a produção de alumínio foi próxima a 40 milhões de toneladas, enquanto que, em 1900, a produção em milhões de toneladas foi próxima a zero, apenas alguns milhares de toneladas foram produzidos [2]. Essa elevada taxa de crescimento na indústria de alumínio não foi observada nos últimos anos, todavia, ainda assim, representou maior crescimento se comparado às demais indústrias de fundição. A elevada procura pelo alumínio é um fenômeno observado pela alta demanda de materiais metálicos leves para aplicações estruturais associados à necessidade de alta eficiência energética, na qual reduzindo o peso estrutural dos veículos (ou seja, em indústria do transporte, como a indústria automotiva e aeronáutica) aumenta-se a eficiência energética dos combustíveis durante o uso dos meios de transporte [1].

O problema é que a produção de alumínio primário, isto é, o alumínio puro provindo do minério, a Bauxita, é extremamente cara, ecologicamente agressiva e não sustentável. Isso se justifica posto que a redução do minério para a forma metálica exige grande quantidade de matéria prima, 4 ton. de minério e, de energia, cerca de 47 MW para cada tonelada de alumínio produzido, além de liberar grande quantidade de lama vermelha (bauxita residual), entre 0,5 a 2,0 toneladas de lama vermelha por tonelada de alumínio produzido [3], se tornando um processo cada vez menos sustentável, pois faz-se necessário a criação de refinarias próximas às minas e, ao mesmo tempo, com disponibilidade de energia e de espaço para alocação da lama residual, uma vez que o descarte desse resíduo em rios e mares é proibido.

Nesse panorama, os últimos anos tiveram uma redução na taxa de crescimento do refino de alumínio primário por meio do aumento na produção de alumínio secundário, assim dizendo, alumínio reciclado. O metal reciclado possui duas diferentes categorias dentro da indústria de reciclagem de alumínio: as indústrias de refusão e as de refino. Nas indústrias de refusão, nas quais a sucata de alumínio é coletada e apenas refundida diretamente, existe uma certa quantidade de matéria não metálica contaminante tolerável para o processo de refusão para que o produto final gerado tenha qualidade. As chamadas plantas de refusão geralmente são atreladas às plantas de laminação e extrusão, e o processo de reciclo é bastante simplificado, contudo, reduz a disponibilidade de sucatas limpas no mercado. Nas indústrias de refino, a sucata será recondicionada para uso na indústria de fundição. Para as refinarias todos os tipos de sucatas podem ser utilizados, porém, o material deve ser tratado por meio da mistura adequada das cargas (tipos de sucatas) e da descontaminação de elementos químicos não metálicos.

Em suma, praticamente tudo composto de alumínio pode ser reciclado repetidamente, não apenas latinhas de bebidas, mas estruturas metálicas de construção civil, ferramentas manuais, objetos/utensílios, componentes automotivos e etc., sem nenhuma limitação. A refusão e refino da sucata de alumínio, para produção de alumínio secundário, corresponde a uma pequena fração, 6 - 8% (3,3MW/ton), do consumo energético se comparado à produção de alumínio primário, gerando muito menos gases do efeito estufa e zero lama vermelha residual. A única diferença entre as indústrias de reciclagem de alumínio é no tipo de liga produzida. As indústrias de refusão utilizam sucatas com alto teor de alumínio e elementos de liga bem definidos, enquanto as indústrias de refino estão aptas a produzir ligas forjadas, até mesmo pela utilização de ligas fundidas como carga, para atingir a composição desejável no produto [1].

Outro ponto relevante da indústria de reciclagem do alumínio, que cada vez mais precisa ser levado em consideração, é a emissão de poluentes. Na indústria do alumínio primário, aproximadamente 200kg de gases por tonelada de alumínio são liberados para a atmosfera, sendo 85% desse volume causado pela combustão de combustíveis fósseis para a geração de energia. Além do alto volume de emissão, na produção primária, o principal poluente é o hidrófluoreto, que se designa por HF, um gás bastante prejudicial para o ambiente e que contribui para o aquecimento global. Em contrapartida, durante a produção de alumínio secundário, o total de emissões de gases atinge aproximadamente 12 kg por tonelada de alumínio, em que cerca de 80%, dos 12kg emitidos, são produtos de combustão de combustíveis fósseis, incluindo óxido de carbono, óxido sulfúrico e óxido de azoto (NOx).

Se comparados, os impactos ambientais entre a produção de alumínio primário e alumínio secundário, fica evidente as vantagens da indústria de alumínio secundário nos aspectos econômico e ecológico. E, por esse motivo, o foco da indústria do alumínio, nos últimos anos, foi para a indústria secundária. Apesar da reciclagem de alumínio ser incrivelmente vantajosa, a substituição total da indústria primária do alumínio não é possível, pois conforme reciclado, a qualidade das sucatas tende a diminuir, se afastando cada vez mais da composição alvo. Os metais de liga só podem ser removidos do banho metálico durante o refino e, em uma pequena quantidade. Com o aumento da reciclagem de alumínio, mais e mais metais se encontram no ciclo de reciclagem, o que acarreta em cada vez mais elementos de liga residuais, podendo até mesmo superar os limites de composição das ligas alvo durante o processo de reciclagem [1].

### **2.1.1 Alumínio secundário na indústria de fundição**

Para atender às altas demandas da indústria de alumínio secundário, as plantas de reciclagem cresceram e os equipamentos se tornaram mais sofisticados, permitindo que praticamente todo tipo de sucata de alumínio possa ser reutilizada repetidas vezes. Contudo, para a reciclagem resultar em produtos de boa qualidade, é imprescindível um controle minucioso sobre as sucatas utilizadas e tratamento eficaz do banho metálico para remoção das contaminações. Controlando as sucatas utilizadas, é possível alcançar a composição calculada. A rápida fusão e vazamento do banho também são itens importantes para um bom produto final, pois assim evita-se a perda de alumínio e elementos de liga e, também, reduz a contaminação por arraste durante um vazamento turbulento e elementos indesejados, como óxidos, na composição final [1]. Para certos tipos de elementos contaminantes como potássio, sódio e magnésio existe a possibilidade de remoção ou redução por meio do tratamento com gás durante a fusão. Outros elementos como cobre, ferro, zinco, cálcio e silício, não podem ser removidos. A composição deve ser ajustada pela adição/mistura de outras sucatas, ou, no pior cenário, mediante a adição de metais puros para obtenção da composição desejada.

Nesse aspecto, é importante realizar um controle fino das sucatas utilizadas e planejá-las de forma inteligente na produção a fim de garantir a composição final da liga. Assim, ao trocar as ligas da produção, todo o material residual anterior deve ser removido e as ferramentas de fundição preparadas adequadamente

Apesar dos cuidados, muitas vezes ocorre de todo um banho metálico não apresentar a composição desejada e nenhuma correção ser possível apenas adicionando metais e/ou alumínio puro. O banho, nesse caso, deverá ser direcionado a outro lugar e processado aos poucos, de forma a reequilibrar a composição em porções.

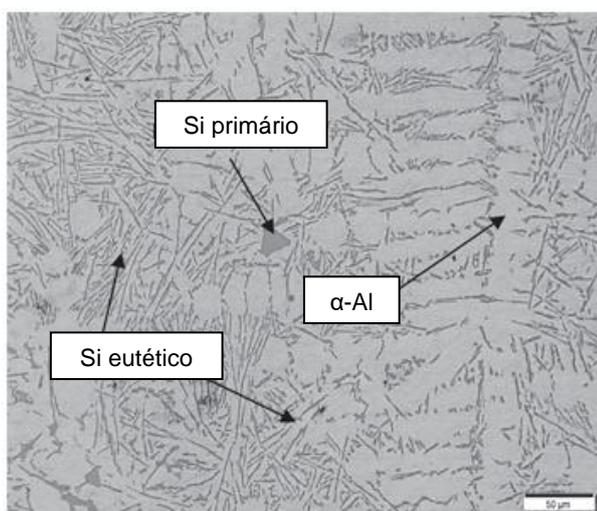
Outro ponto muito importante, relacionado ao tema do trabalho e essencial para a boa qualidade de ligas de alumínio é a desgaseificação, uma etapa do processamento comum à todas as plantas de fundição de alumínio. O aprisionamento de hidrogênio é associado à presença de umidade, que pode estar contida nas ferramentas de fundição, na atmosfera e na própria sucata utilizada como matéria prima. Assim, é de grande importância que haja o controle sobre a umidade presente na liga, durante a fusão do material [8].

## **2.2 LIGAS DO SISTEMA Al-Si, COM ADIÇÃO DE Mg E Mn.**

As ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas de alumínio

fundidas na indústria, e são amplamente utilizadas para construções de motores, veículos e aviões, construção naval, projetos de engenharia elétrica, rodas de automóveis, etc., devido a sua relação elevada de resistência/peso [4].

Concentrações entre 5-20% de Si são as mais comuns e caracterizam-se pela presença de uma microestrutura de  $\alpha$ -Al primário e Si eutético, como pode ser visto na figura 1, de uma microscopia ótica típica para o sistema Al-Si, promovendo boa resistência mecânica para o material. A adição de Si no banho metálico não só possibilita uma microestrutura desejável do ponto de propriedades mecânicas, mas também favorece a fluidez do fundido e diminui a contração do metal líquido durante a solidificação, favorecendo ainda mais sua utilização e processamento no setor industrial.



**Figura 1:** microestrutura típica do sistema Al-Si, contendo  $\alpha$ -Al, Si e Al-Si eutético. Liga Al-10Si. Retirado de [5].

As ligas do sistema Al-Si normalmente envolvem outros elementos de liga. Uma combinação típica dessa classe, é a liga AlSi7Mg, equivalente à liga A356, com composição mostrada na tabela 1 abaixo, contendo como principal elemento de liga o Si em teores próximos a 7%, Mg em teores próximos a 0,5% e com restrições ao teor de elementos como Fe, Cu, Mn, Cr, Ni, Zn, Pb e Sn, que compõem elementos químicos formadores de intermetálicos, refinadores de grão e/ou modificadores do eutético Al-Si. Por norma, essa liga deve alcançar as propriedades mecânicas exibidas na tabela 2 abaixo.

**Tabela 1:** composição química normativa da liga AlSi7Mg %p. (DIN EN AC-42000). Retirado de [6].

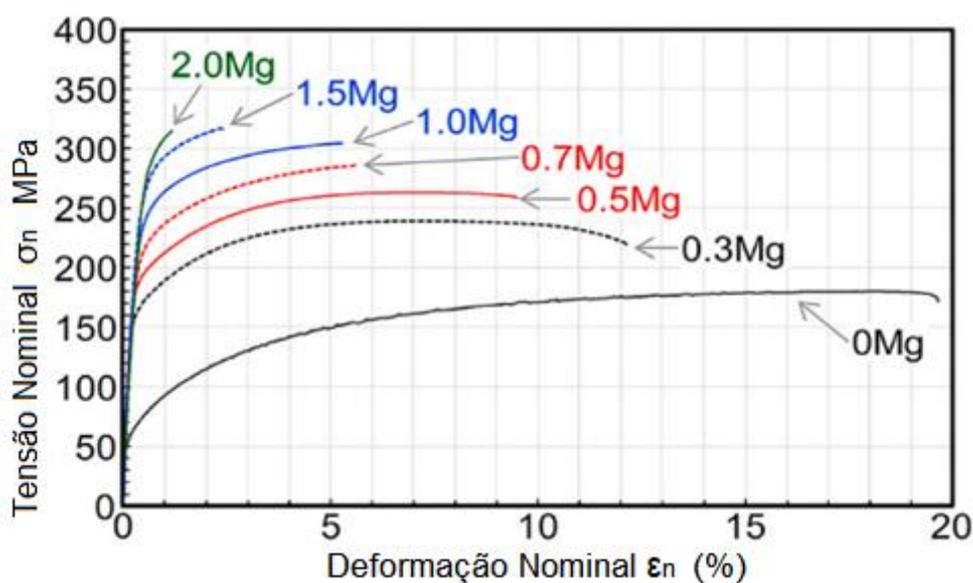
Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Outro	Outro total	Al
------	----	----	----	----	----	----	----	----	----	----	-------	-------------	----

AlSi7Mg (A356)	6,5-7,5	0,55	0,2	0,35	0,2-0,65	-	0,15	0,15	0,15	0,15	0,03	0,1	Re
-------------------	---------	------	-----	------	----------	---	------	------	------	------	------	-----	----

**Tabela 2:** propriedades mecânicas mínimas da liga AlSi7Mg (DIN EN AC-42000). Retirado de [6].

Liga	Tratamento	Tensão max. Tração (Mpa)	Limite de Escoamento (Mpa)	Elongamento (%)	Dureza Brinell (HBW)
AlSi7Mg	Fundido	140	80	2	50
	T6	220	180	1	75

O Mg, por sua vez, tem alta solubilidade no sólido e permite aumentar a resistência da liga por tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, que promovem a precipitação de particulados nanométricos de  $Mg_2Si$  dispersos no alumínio primário, altamente endurecedores. Em um estudo elaborado por Yamamoto et al [7], diferentes concentrações de Mg foram avaliadas a partir da liga comercial A356, tratada termicamente em condição T5, solubilização parcial e envelhecida artificialmente. Como pode ser visto na figura 2, abaixo, à medida que a concentração de Mg aumenta, a resistência da liga também evolui, porém se torna cada vez menos dúctil. Maiores teores de Mg promovem o aparecimento de  $Mg_2Si$  com morfologia de escrita chinesa, já não mais nanométricas precipitadas no alumínio primário.

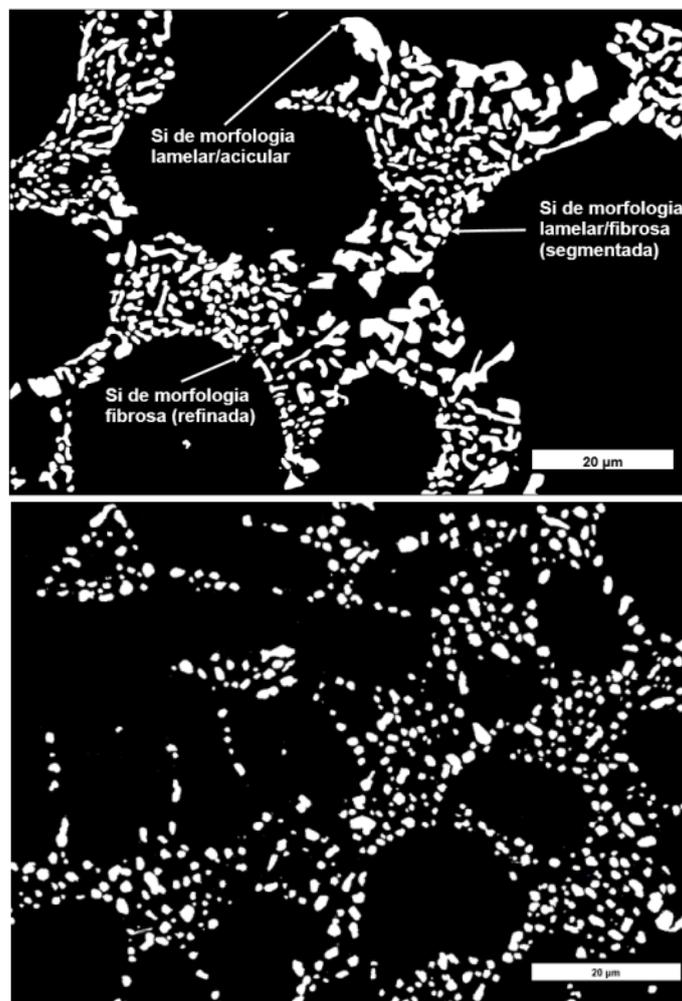


**Figura 2:** curva tensão-deformação de engenharia de amostras de A356 com diferentes teores de Mg. Retirado de [7].

Para a liga AlSi7Mg, o Fe também apresenta um papel importante, pois é um contaminante muito comum em ligas providas do alumínio secundário, comumente utilizado na indústria em geral. A presença desse elemento promove o surgimento de

fases intermetálicas duras, aciculares e nos contornos de grão geralmente, os quais aumentam a resistência final do material ao alto custo da ductilidade da liga, como será discutido nos próximos tópicos.

Outro aspecto significativo dessa liga é o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), bastante aplicado a esse material, visto que potencializa todo o efeito microestrutural promovido pelos elementos de liga. O  $Mg_2Si$  é precipitado conforme discutido e os intermetálicos ricos em ferro são reduzidos e fragmentados, aumentando a fluidez do banho metálico e ductilidade do fundido, como será elucidado mais adiante. Ademais, o silício eutético é esferoidizado se solubilizado a altas temperaturas ( $> 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) e por longos períodos ( $>4\text{h}$ ), como na figura 3, em que se compara o Si eutético na condição bruta de fusão (3a) com a condição solubilizada à  $540^{\circ}\text{C}$  por 3h e 12' (3b).



**Figura 3:** Si eutético da liga A356 comercial em: (a) condição bruta de fusão e (b) solubilizada à  $540^{\circ}\text{C}$  por 3h12'. Retirado de [8].

Portanto, a liga A356 trata-se de uma liga de fundição, tratável termicamente, popular no setor industrial - por sua elevada resistência específica e seu baixo custo, se comparada a outras ligas de Alumínio, pois não apresenta elementos de liga raros e

nem tratamentos térmicos complexos - que pode ser obtida pela manufatura do alumínio secundário (reciclagem), o que é bastante positivo do ponto de vista econômico e ambiental, uma vez que reduz emissões e economiza energia.

### 2.3 INFLUÊNCIA DA CONTAMINAÇÃO COM Fe NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES EM LIGAS DO SISTEMA AlSi7MgMn.

A fim de reduzir custos e manter alta competitividade, os fabricantes partem para o uso de material reciclado, provindo de sucata. No entanto, as ligas secundárias de alumínio são ricas em impurezas, como por exemplo Si, Mg, Ni, Zn, Pb, Cr, Fe. Para reduzir os gastos com a fundição e refino das ligas recicladas uma série de técnicas, que não cabem aqui serem discutidas, são utilizadas para separação da contaminação sólida ou líquida de sucatas de alumínio. Apesar disso, essas técnicas não são suficientes para remover toda a contaminação de ferro presente nesses resíduos típicos de alumínio fazendo com que, na maioria dos casos, as fundições de alumínio apresentem maiores teores de ferro, associados a menor fluidez do banho metálico e porosidade por retração durante solidificação, ou seja, o elevado teor de ferro no alumínio tende a diminuir a ductilidade da liga pela presença de fases intermetálicas, sobretudo a fase  $\beta$  [9].

A presença de Fe em sistemas de Al-Si-Mn, resulta em diferentes morfologias de intermetálicos ricos em Fe, como por exemplo  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi com morfologia em agulhas,  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> com morfologia de escrita chinesa ("Chinese script"), morfologia de esqueleto e cristais poligonais. Geralmente, o efeito dessas fases intermetálicas ricas em ferro depende de seu tamanho, forma e quantidade na microestrutura da liga. Estudos indicam que a presença de Mn favorece a formação do intermetálico AlFeMnSi, que é menos prejudicante para as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, reduzindo o efeito prejudicial pela presença de fase  $\beta$  acicular. Por meio da absorção do Fe, as fases intermetálicas prejudiciais são formadas em menores quantidades. Contudo a proporção Mn:Fe, para a não formação das fases intermetálicas fragilizantes ( $\beta$ ), não foi estabelecida.

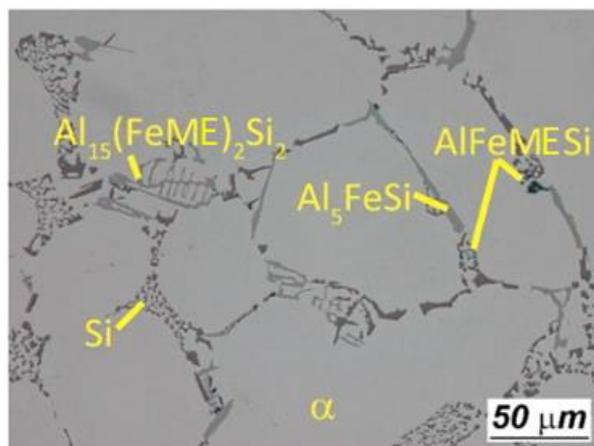
Lenka Kuchariková et al. [9] avaliou diferentes concentrações de Fe (tabela 3) na liga AlSi7Mg0,3 e, também, em diferentes condições de tratamento térmico de forma a verificar as diferenças de microestrutura, sobretudo na morfologia e quantidade das fases intermetálicas, ricas em Ferro, formadas durante a solidificação.

**Tabela 3:** Composição dos principais elementos de liga das amostras utilizadas, em %p.. Retirado de [9].

Elementos	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
Amostras										
A	7.028	0.354	0.123	0.009	0.013	0.036	<0.005	0.004	0.123	92.253
A <sup>T6</sup>	7.389	0.320	0.132	0.034	0.012	0.009	<0.005	0.004	0.109	91.916
B <sup>T6</sup>	7.033	0.309	0.217	0.025	0.014	0.003	<0.005	0.003	0.113	92.223
C <sup>T6</sup>	6.954	0.296	0.382	0.025	0.010	0.013	<0.005	0.004	0.112	92.149
D	7.340	0.302	0.454	0.009	0.021	0.020	<0.005	0.006	0.118	91.673
D <sup>Mn+</sup>	7.051	0.258	0.450	0.122	0.021	0.016	<0.005	0.003	0.112	91.912
E	7.315	0.292	0.655	0.010	0.030	0.028	<0.005	0.005	0.120	91.486

A base de todas as amostras compôs-se em uma microestrutura formada de  $\alpha$ -Al, Al-Si eutético, como característica clássica do sistema Al-Si, e outras fases intermetálicas, ocasionadas pela presença de Fe, Mn e Mg, conforme a figura 4. ME sinalizando um metal de transição compatível com a microestrutura e composição da liga.

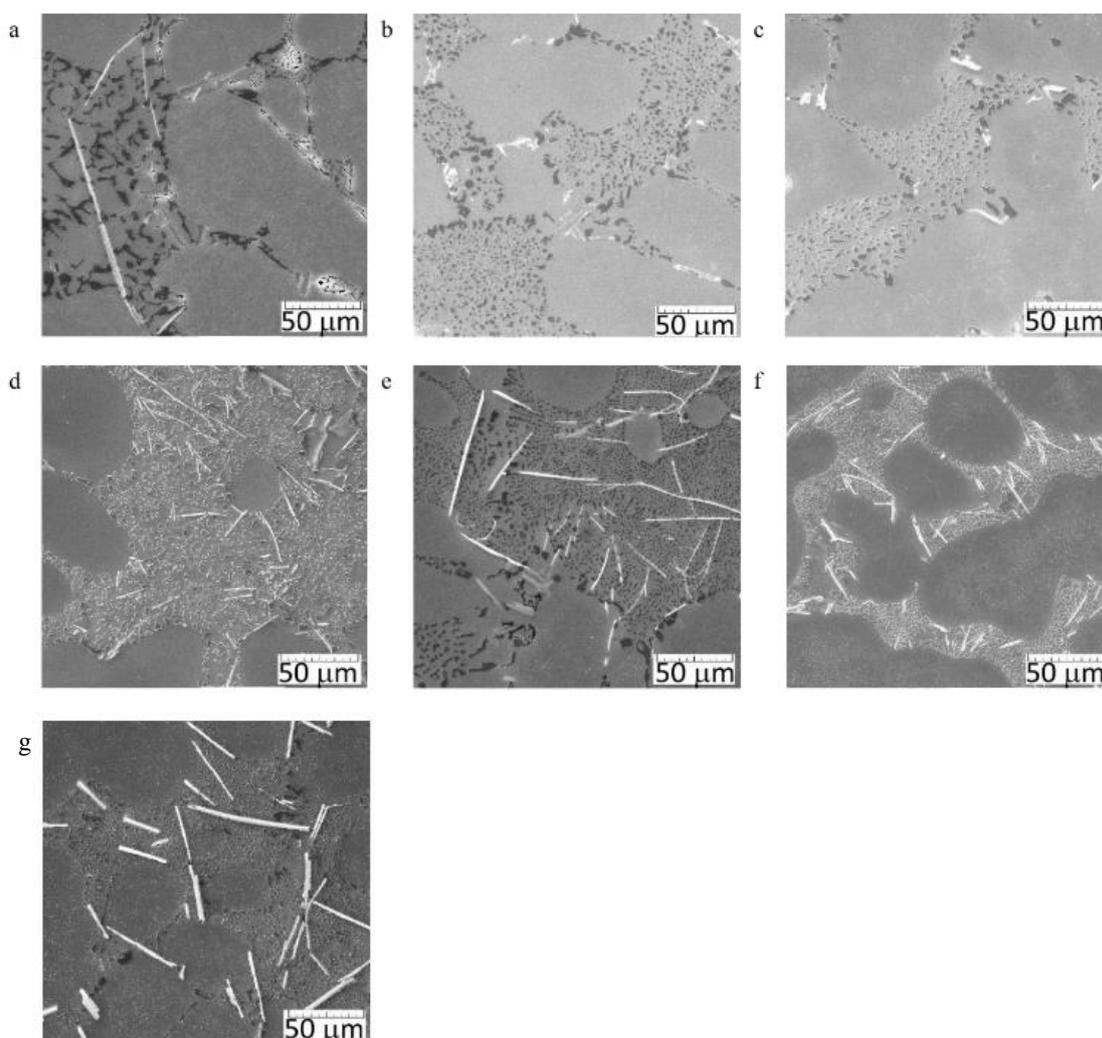
- Fases intermetálicas em agulhas:  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ,
- Fases intermetálicas em forma de esqueleto:  $\text{Al}_{15}(\text{FeME})_2\text{Si}_2$
- Fases intermetálicas ricas em Mn em formas de “escrita chinesa”:  $\text{Al}_5\text{Fe}_2\text{ME}_2\text{Si}_6$  e  $\text{Al}_8\text{FeME}_3\text{Si}_6$ .



**Figura 4:** Microestrutura base das amostras A – a revelação da microestrutura foi feita através de 0,5% HF. Editado de [9].

A composição A, apresentou diferenças morfológicas significativas em relação às fases intermetálicas. O tratamento térmico T6, em que a liga é solubilizada e, em seguida, envelhecida artificialmente, tratamento comumente aplicado a esse tipo de liga, reduziu o tamanho das partículas e fragmentou as fases intermetálicas, dissolvendo-as em certa quantidade. Os intermetálicos foram reduzidos em tamanho e volume, como pode ser observado nas imagens 5a e 5b. A composição B, representada pela figura 5c, contendo maior teor de ferro e tratamento térmico T6, apresentou uma microestrutura

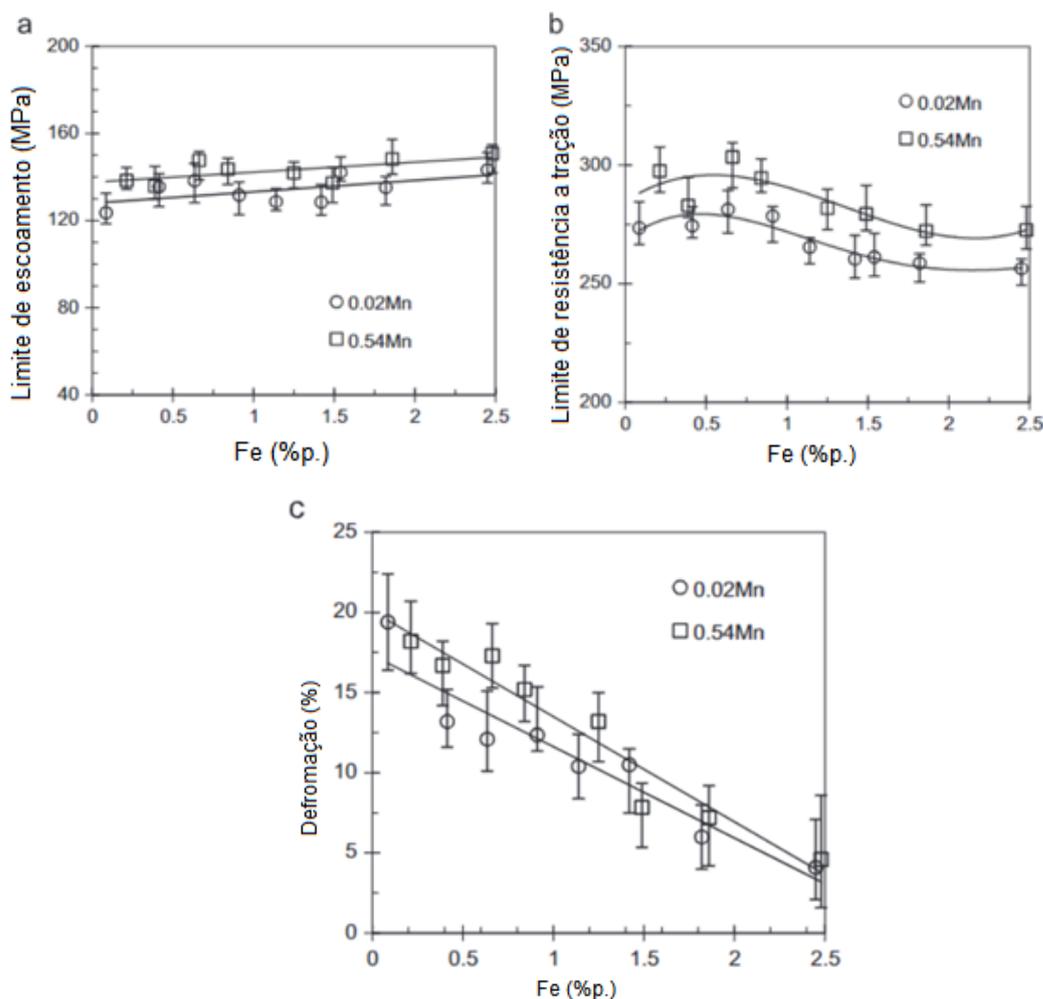
bastante semelhante à observada em A<sup>T6</sup>. A composição C<sup>T6</sup>, tratada termicamente da mesma forma, que por conter maior concentração de ferro, acabou apresentando intermetálicos aciculares mais longos, finos e em maior quantidade, se comparado às amostras A<sup>T6</sup> e B<sup>T6</sup>, mostrado na figura 5d. Já a amostra D, sem nenhum tratamento térmico, maior teor de Ferro e menor teor de Mn, mostrou um aumento de fases aciculares ricas em Fe e estruturas intermetálicas do tipo Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>Mg<sub>2</sub>Si<sub>6</sub> e Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>, figura 5e, antes ausentes nas demais composições. Em D<sup>+Mn</sup>, figura 5f, composição D, sem tratamento T6, e com teor de Mn superior, mostrou intermetálicos ricos em Fe menores, e partículas de Si bastante refinadas. Por fim, a figura 5g mostra a composição E, contendo o maior teor de Fe de todo o conjunto analisado, no qual é permitido identificar grandes e espessas agulhas de Al<sub>5</sub>FeSi além de maior volume de intermetálicos ricos em Mg, devido à ausência de Mn.



**Figura 5:** Avaliação metalográfica da microestrutura e formação de fases intermetálicas ricas em Fe, 0,5% HF. (a) barras experimentais A; (b) barras experimentais A<sup>T6</sup>; (c) barras experimentais B<sup>T6</sup>; (d) barras experimentais C<sup>T6</sup>; (e) barras experimentais D; (f)

barras experimentais D<sup>T6</sup>; (g) barras experimentais E. Retirado de [9].

Do ponto de vista mecânico, Shouxun et al. [10] aponta que a presença de ferro em ligas de alumínio fundidas do sistema Al-Mg-Si, por conta das fases intermetálicas discutidas acima, reduz não mais do que 9% a tensão máxima de fratura e aumenta 8% o módulo de elasticidade, porém, na média de todas as composições analisadas, para teores de Fe inferiores a 0,5 %p. não é observado mudanças de resistência significativas. Contudo, percebeu-se uma redução gradual de ductilidade à medida que o teor de Fe aumenta, de forma que, reduziu-se cerca de 300% na deformação máxima de fratura ao longo de um aumento de 2,5 %p. de Fe na liga, conforme a figura 6 [8]. A redução de ductilidade da liga é atribuída ao aumento de fases intermetálicas nas proximidades dos contornos de grão, que apesar de promover um ligeiro aumento no limite de escoamento do material, pela resistência ao movimento intergranular, faz isso às custas da ductilidade do material.



**Figura 6:** Efeito do teor de Fe nas propriedades mecânicas das ligas de Al-Mg-Si fundidas com diferentes quantidades de Mn, (a) tensão de escoamento, (b) tensão de fratura, (c) deformação. Retirado de [10].

Comportamento interessante, observado por Kuchariková et al. [9], Shouxun et

al. [10] e referências complementares, é que a adição de Mn ao sistema Al-Mg-Si contaminado com Fe até concentrações inferiores a 1,2 %p. proporciona um aumento substancial à ductilidade da liga pela alteração de morfologia e tamanho das fases intermetálicas, ricas em Fe, responsáveis pela diminuição de ductilidade já discutida no parágrafo anterior.

Assim, do ponto de vista microestrutural, os estudos [9, 10] indicam que a presença de Fe em ligas de alumínio fundidas, do sistema Al-Mg-Si, promovem aparecimento de fases intermetálicas aciculares, responsáveis pela drástica redução de ductilidade do material. Para combater o efeito negativo relacionado a presença de Fe contaminante, é recomendado o uso de Mn em proporções de 2:1 com o Fe, de forma a promover a alteração de morfologia dos intermetálicos aciculares para morfologia chinesa, reduzindo o efeito negativo dessas fases às ligas de alumínio, no entanto, para elevados teores de ferro na microestrutura a utilização de Mn se torna ineficaz.

#### 2.4 INFLUÊNCIA DE CONTAMINAÇÃO DE MATÉRIA ORGÂNICA NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE LIGAS DE ALUMÍNIO FUNDIDAS

A sucata de alumínio pode conter grandes quantidades de matéria orgânica como hidrocarbonetos, o que têm inúmeras implicações como o aumento de emissões, perda de material metálico durante a refusão, formação de escória em maiores quantidades e, por consequência, redução na pureza da liga final reciclada. O lado positivo da alta contaminação orgânica é que durante a combustão desse material, ao longo da fusão, ocorre a liberação de energia, o que permite poupar combustível durante o aquecimento dos fornos de refusão ou refino nos processos de reciclagem [11].

O tipo de sucata (latas de bebidas usadas, cavacos, retalhos, embalagens de alumínio usadas, etc.) é importante, mas também a condição dessas sucatas (por exemplo, soltas, compactas, limpas, revestidas) e os seus componentes presentes nesses materiais. As impurezas da sucata incluem componentes não metálicos, ferro livre, de umidade, substâncias inertes e voláteis. As principais categorias que as contêm são sucatas revestidas (cobertas por tintas, vernizes, plásticos, papéis ou outros metais); sucata contendo substâncias não metálicas residuais (tais como água, óleos, gordura, madeira, plásticos, vidro, etc.); sucata contendo umidade (com líquido que adere ao material); e sucata contendo substâncias voláteis (que podem ser removidas por tratamento térmico apropriado antes ou durante a fusão).

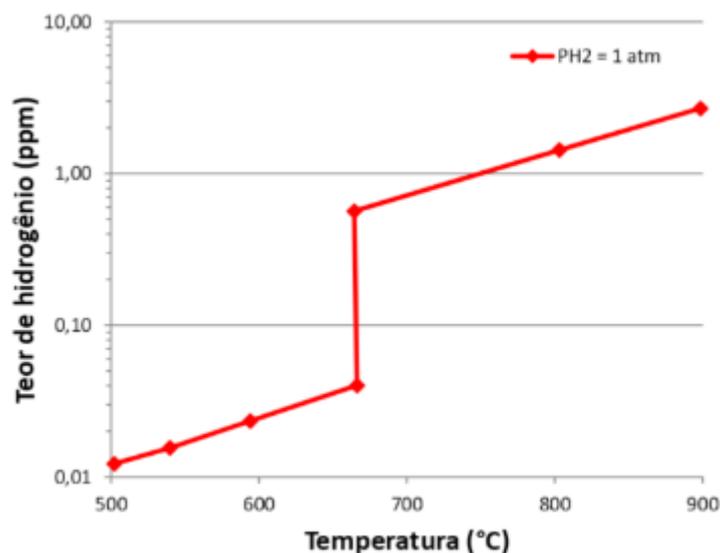
Nesse aspecto, são chamadas de sucatas de baixa qualidade aquelas com um conteúdo orgânico superior a 15% em peso, pois tornam a reciclagem mais complexa.

Estes materiais mudam no forno, de sucata endotérmica para exotérmica com um excesso de energia no banho metalúrgico. Infelizmente, o tratamento mecânico ou térmico necessário para lidar com eles é atualmente inviável tecnicamente e/ou economicamente [11]. A tratativa das sucatas será diferente para cada tipo de impureza presente no alumínio, pois cada uma comporta-se de forma diferente durante a pirólise ou degradação térmica. As emissões gasosas liberadas durante o processo de pirólise estão relacionadas com os compostos contidos na impureza. As coberturas são compostas principalmente de plásticos, papel, tintas, vernizes e óleos diversos, muitas vezes sob a forma de camadas múltiplas, assim como em embalagens. Os compostos de carbono, que degradam quando a temperatura é aumentada durante o aquecimento, não tem qualquer efeito sobre os componentes inorgânicos, ou seja, não interferirão quimicamente no metal, porém, após a degradação térmica, esta fração de material é composta por cinzas e óxidos metálicos, que não se volatilizam durante o processo. Além dos gases residuais da queima de hidrocarbonetos, formam-se partículas de carbono que reagem com o alumínio metálico dando origem a carbonetos ( $Al_4C_3$ ), que tendem a acumular-se na escória. Os carbonetos podem adentrar no banho metálico e afetar negativamente as propriedades das ligas, entretanto, esse problema pode ser evitado pela realização do pré-tratamento térmico (pirólise) da sucata, antes de submeter a sucata à fundição diretamente [11].

A presença de impurezas nas sucatas de alumínio, definidas como componentes não metálicos, ferro livre, umidade, substâncias inertes e voláteis, ocasionam durante a refusão uma grande liberação de constituintes gasosos e partículas de carbono, provindos da combustão dos hidrocarbonetos contaminantes, degradação de coberturas, evaporação de umidade e etc., resultando na incorporação de carbonetos e retenção de gases ao banho metálico. O grande problema disso é que muitas dessas substâncias, decompostas em gases durante o aquecimento, contem grandes quantidades de hidrogênio ou água (umidade/vapor) no banho metálico.

A implicação é que o hidrogênio é altamente solúvel em alumínio e, sua solubilidade é superior no estado líquido se comparado ao estado sólido e depende da temperatura, bem como a figura 7. Devido à redução brusca de solubilidade de H no estado sólido, em comparação com o estado líquido, termodinamicamente, o hidrogênio em solução tende a precipitar na forma de hidrogênio gasoso ( $H_2$ ), o que, a depender das condições de resfriamento, pode ocasionar o aparecimento de bolhas no fundido, prejudicando fortemente as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. A alta taxa de resfriamento, por exemplo, em lingotamento contínuo ou fundição sob pressão, é uma forma de suprimir o aparecimento de porosidade por H por uma solução super saturada de H no fundido. Peças ou lingotes, com alto teor de hidrogênio solubilizado,

podem apresentar propagação de trincas durante tratamentos térmicos e/ou processos de conformação a quente subsequentes [8].



**Figura 7:** variação da solubilidade de hidrogênio com a temperatura para uma pressão parcial de H<sub>2</sub> constante e igual a 1 atm.

Em peças fundidas, qualquer porosidade de gás pode ser utilizada como indicador da solubilidade de hidrogênio no material. No entanto, a tendência para a formação de poros depende não só do teor de hidrogênio, mas também, da taxa de solidificação, da morfologia da solidificação e do estado da microestrutura. Um equilíbrio é estabelecido entre o alumínio fundido e o teor de hidrogênio na atmosfera circundante. Essa relação define a proporção de hidrogênio, que tende a ser dissolvido no banho metálico, sendo o vapor de água do ambiente o principal causador da incorporação de hidrogênio. O vapor de água, em contato com alumínio líquido, é decomposto em hidrogênio atômico, dissolvido rapidamente no alumínio fundido e oxigênio, que reage exotermicamente, formando óxido de alumínio e dá origem a camada densa de óxido sobre o metal líquido. Esta reação não só aumenta o conteúdo de hidrogênio na fusão, mas também reduz o rendimento do metal [11].

Na prática, se a camada de óxido for destruída por fluxos turbulentos (fundição e vazamento, tratamento de borbulhamento de gás, movimento do banho metálico, etc.), uma reação, com o vapor de água do ambiente, volta a acontecer, levando ao sobreaquecimento, caráter exotérmico da reação, favorecendo novamente a absorção de hidrogênio. Da mesma forma, as substâncias orgânicas contaminantes da sucata também reagem com alumínio líquido para formar carbono ou carbonetos de alumínio, muitas das vezes com o hidrogênio adsorvidos, que posteriormente, serão absorvidos pelo metal líquido [11].

O hidrogênio também pode ser introduzido por um material contaminante direto, por exemplo, a camada de óxido que aderido às sucatas é uma fonte de hidrogênio. A camada de óxido, naturalmente formada, consiste em óxido de alumínio poroso que contém umidade. Quando se utiliza material de pequenas dimensões (cavacos, retalhos, etc.) ou escória, o risco de absorção de água é particularmente elevado, devido aos efeitos capilares. Outras fontes de hidrogênio são cadinhos novos, fornos recentemente revestidos e ferramentas de fusão recentemente revestidas. Na prática, os cadinhos de fusão com um grande teor de hidrogênio também têm, frequentemente, um maior teor de óxido, e vice-versa.

A liga e os elementos vestigiais também podem influenciar a solubilidade do hidrogênio. Os elementos que a aumentam são Mg, Ti, Na, Sr e Ca; aqueles que só modestamente o afetam são Cr e Fe; e os elementos que o diminuem em ligas de alumínio são Cu, Mn, Ni, Si, Zn e Sn. Nesse sentido, o objetivo deve ser reduzir a absorção de hidrogênio e as inclusões de óxidos associados. Os melhores métodos para evitar a incorporação de hidrogênio e, conseqüente porosidade do fundido, devem ser: usar sucatas secas, com o mínimo de oxidação possível, realizar fusão rápida ou utilizar sucatas bastante cominuídas, evitando tempos de fusão desnecessários, manusear gases secos, evitar o sobreaquecimento do banho metálico e sempre operar equipamentos de fundição secos.

## 2.5 PROCESSO DE BRIQUETAMENTO

O processo de briquetamento é essencial quando for necessário tratar resíduos particulados que possuem algum valor, entretanto, pela baixa densidade, pouco se consegue aproveitar desses resíduos. Alinhado aos temas sustentáveis, como reuso, reciclagem, eficiência energética e etc., o processo de briquetamento visa tornar viável a manipulação, transporte e reaproveitamento de todo tipo de resíduo de valor agregado atrativo pela compactação [12].

Nesse sentido, uma solução para esse problema e demanda de mercado foi a criação de um processo capaz de compactar os refugos, densificando o material e conseqüentemente, facilitando seu futuro reaproveitamento, o chamado briquetamento ou, em inglês, *briquetting*. Apesar de essa solução ter sido motivada principalmente por problemas da comunidade agrícola, hoje existem diversas aplicações para o *briquetting*, como por exemplo, o que iremos abordar nesse tópico, o briquetamento de cavaco proveniente de processos de usinagem de materiais metálicos. Os equipamentos e operações adicionais à compactação de fato são diferentes para cada processo e necessidade.

O processo de briquetamento nada mais é do que a compactação de um resíduo, com o objetivo de densificar o material facilitando seu transporte, manuseio, armazenagem e etc. Apesar de bastante simples inicialmente, cada processo de briquetamento tem suas particularidades. Operações adicionais, no tratamento do resíduo, podem ser adicionadas e diferentes máquinas são usadas para cada tipo de material, tamanho de briquete e forma desejada. De forma geral, os componentes de uma unidade de briquetagem típica são (1) equipamento de pré-processamento; (2) equipamento de manuseamento de material; e (3) prensa hidráulica (briquetadora).

A máquina utilizada para a confecção do briquete usado no presente trabalho, é ilustrado com o fluxograma exibido na figura 8. Por se tratar de um resíduo de alumínio, o equipamento apresenta um layout pouco diferente do descrito anteriormente, sendo composto por (1) Elevador, usado para receber o cavaco residual da usinagem por carrinhos manuais, (2) Esteira Transportadora, que coleta o material recebido e o transporta para a etapa de trituração, (3) Trituradora, responsável pela cominuição do cavaco por meio de facas metálicas duras, (4) Centrifugadora, onde o cavaco cominuído será centrifugado para remoção do óleo de corte impregnado, e por fim, (5) briquetadora, na qual a prensagem do material de fato ocorrerá resultando em briquetes sólidos de geometria cilíndrica (6).



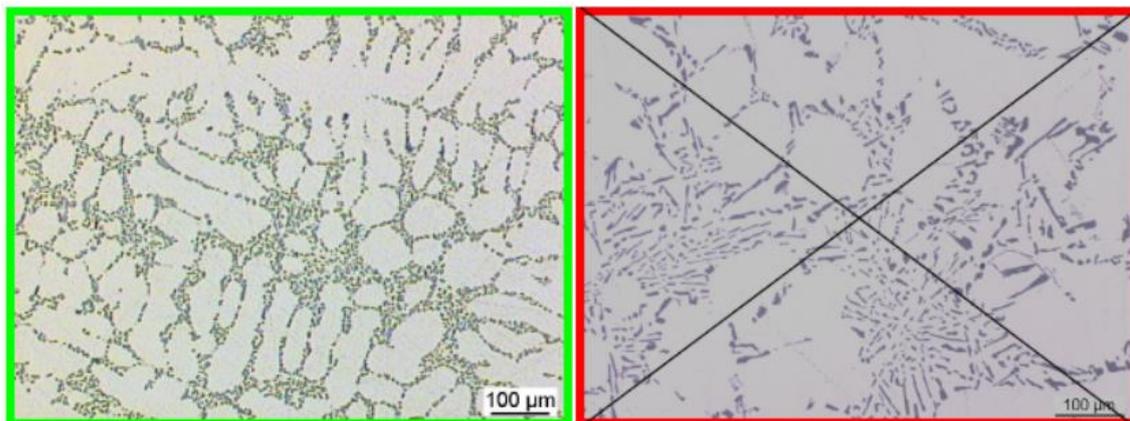
**Figura 8:** fluxo de cavaco durante o processo de briquetamento da empresa X.



### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 LIGA DE REFERÊNCIA – EMPRESA X

O material exigido por norma, pela empresa X, fornecedora dos briquetes, consiste em uma liga  $AlSi_7Mg$ , de composição química exibida na tabela 4, e microestrutura composta por uma matriz de Al-Si eutético com morfologia lamelar, nunca podendo conter eutético de morfologia acicular, conforme figura 9. As exigências mecânicas estão exibidas na tabela 4, abaixo.



**Figura 9:** microestruturas de referência da empresa X. a) exemplo de microestrutura desejável e b) exemplo de microestrutura fora do especificado.

**Tabela 4:** exigências mecânicas, empresa X.

$AlSi_7Mg$	Resistencia maxima de tração	Limite de escoamento	Dureza (HB10/1000)
T6	$\geq 300$ MPa	$\geq 260$ MPa	$\geq 110$
T4	$\geq 250$ MPa	$\geq 160$ MPa	$\geq 85$

#### 3.2 BRIQUETE

O material empregado para a confecção das amostras utilizadas em todo o trabalho consistiu em 1kg de briquete cilíndricos, conforme figura 10. Os briquetes obtidos, de acordo com o tópico anterior, apresentam cerca de 250g cada, 6 cm de diâmetro e 8 – 10 cm de comprimento. Seu aspecto é bastante compactado e seco, todavia, sua coloração é um tom cinza escuro, diferente da liga base usada na usinagem anterior ao processo de briquetamento. As ligas de alumínio contidas no briquete são:  $AlSi_4MgMn$  e  $AlSi_7Mg$ , resultado da usinagem de dois diferentes produtos. Por se tratar

de composições parecidas, segundo a tabela 5, com teores de Si menores e Mg e Mn pouco superiores na liga AlSi4MgMn, é esperado que a composição do fundido final tenha composição intermediária a esses dois materiais. A empresa X, fornecedora desse material, não informou a proporção das ligas contidas nos briquetes ou qualquer análise quantitativa desse material.

**Tabela 5:** Faixa de composição das ligas contidas no brique ( %p.). Tabela fornecida pela empresa X.

Liga	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	Outros	Outros total	Al
AlSi7Mg (Empresa X)	6,5-7,5	0,19	0,05	0,1	0,45-0,7	0,07	0,08-0,25	0,03	0,1	Re
AlSi4MgMn (Empresa X)	3,5-4,0	0,30	0,10	0,5-0,7	0,70-1,0	0,20	0,10	0,05	0,15	Re



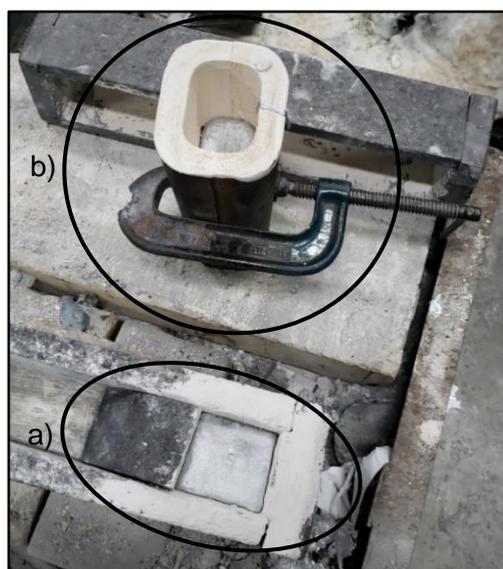
**Figura 10:** brique fornecido pela empresa X, para utilização no trabalho.

### 3.3 FUNDIÇÃO

A fundição dos briquetes foi realizada utilizando um forno por indução convencional, consoante à figura 11, em cadinho de alumina. Durante o processo de fusão dos briquetes, liberou-se grande quantidade de fumaça cinza escura e forte odor de óleo queimado, conforme vídeo no [link](#) e figura 11b. O processo de fusão e vazamento nos moldes durou cerca de 8 minutos (7 minutos fusão + 1 minuto de vazamento) e a temperatura do banho metálico alcançada foi de 787°C. O resultado do vazamento foi dois lingotes de alumínio, um vazado em molde de grafite (figura 12a) e outro em molde de aço (figura 12b), cujas dimensões aproximadas foram: 10x10x5cm (CxLxA) e 9x7x16cm (CxLxA), respectivamente.



**Figura 11:** a) forno de indução utilizado para fusão dos briquetes. b) fumaça de queima.



**Figura 12:** moldes de fundição utilizados. (a) molde de grafite e (b) molde permanente.

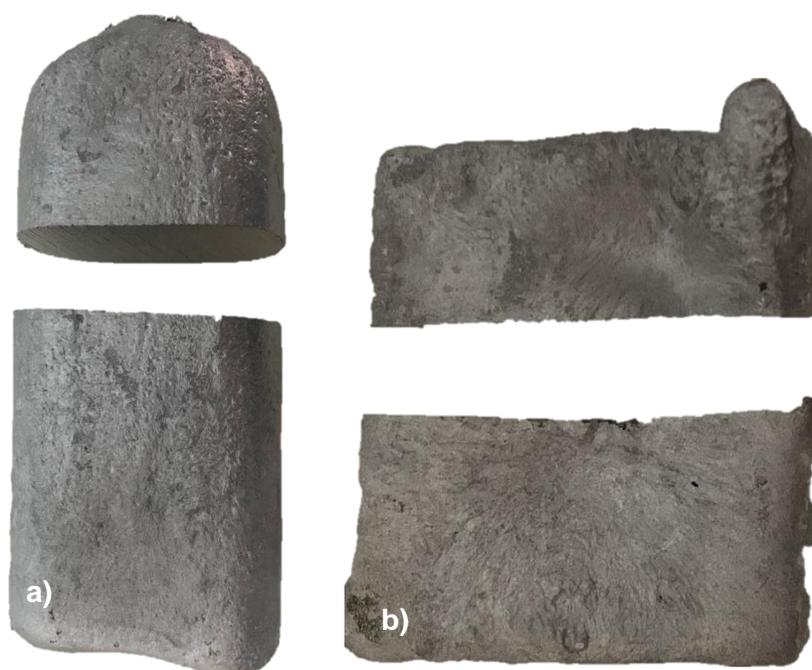
### 3.4 CÁLCULO TERMODINÂMICO ATRAVÉS DE CALPHAD.

Definidas as composições químicas das ligas metálicas, foram feitos cálculos termodinâmicos por meio do método CALPHAD, utilizando o software *Thermo Calc* e o banco de dados TCAL03. Baseado em um amplo banco de dados termodinâmico de diferentes ligas de alumínio, o programa permite uma melhor compreensão e previsão do comportamento termodinâmico de uma determinada liga metálica ao determinar o caminho de solidificação de equilíbrio, além de contribuir com a otimização dos resultados, redução de custos e otimização do tempo empregado com testes e experimentações [13].

Com base na composição teórica dos briquetes, conforme apresentada na Tabela 4, e também das temperaturas máximas e mínimas de processamento, o software foi empregue para a produção de diagramas de frações de fases em equilíbrio durante o resfriamento, possibilitando o entendimento dos seus respectivos caminhos de solidificação, de modo a buscar previsões da microestrutura final.

### 3.5 METALOGRAFIA

Para caracterização do material, os lingotes foram cortados, as amostras retiradas, embutidas, lixadas e polidas. Após resfriados e retirados, os depósitos fundidos já estavam prontos para corte e preparação das amostras a serem analisadas. Os lingotes (figura 13) foram cortados em seções transversais pequenas operando uma serra circular Cut-Off Arotec Arocor 40, com devido resfriamento na região de contato entre o disco de corte e os depósitos, a fim de evitar alterações microestruturais causados pelo aquecimento por atrito.



**Figura 13:** Depósitos de fundido utilizados. a) depósito molde permanente e b) depósito molde de grafite.

Em seguida, para análise metalográfica foi usada uma amostra, na qual foi observada a seção transversal dos depósitos. A amostra foi retirada do centro da face cortada (figura 13) em ambos os lingotes. O embutimento a quente foi realizado com essa superfície exposta para futuro preparo e ataque químico. O embutimento a quente foi feito com auxílio da Embutidora Manual Arotec Pre 30Mi, utilizando baquelite e

pressão de 100 kgf/cm<sup>2</sup> durante todo o processo de aquecimento, cura e resfriamento do termorrígido. Em seguida a amostra foi levada para o lixamento manual, no qual foi manuseado as malhas 120, 240, 320, 400, 600, 1200 e 2400. O polimento se deu com auxílio da Politriz Arotec Aropol 2V, pano de polimento e Alumina 1 µm.

Após a preparação da amostra, fez-se o ataque químico utilizando uma solução contendo 96,0 ml de água destilada, 2,5 ml de ácido nítrico (HNO<sub>3</sub>), 1,5 ml de ácido clorídrico (HCl) e 1,0 ml de ácido fluorídrico (HF), conhecido como solução de Keller. Nessa etapa, a amostra permaneceu imersa na solução por cerca de 5 segundos, sendo suficiente para total revelação da microestrutura. Devido aos riscos, toda essa etapa foi realizada com auxílio do técnico, na capela e com todos os equipamentos de segurança necessárias (jaleco, luvas e óculos de proteção). Essa etapa é importante para análise, uma vez que permite revelar a microestrutura da liga, evidenciando as fases presentes. Para a observação da microestrutura utilizou-se um microscópio ótico da marca Olympus modelo BX41M-LED.

### **3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA**

Para a caracterização estrutural da liga, o microscópio eletrônico de varredura (MEV) também foi usado na identificação de fases, detalhamento da microestrutura em magnificações superiores às observadas por microscopia ótica, análise química da liga e de suas fases separadamente.

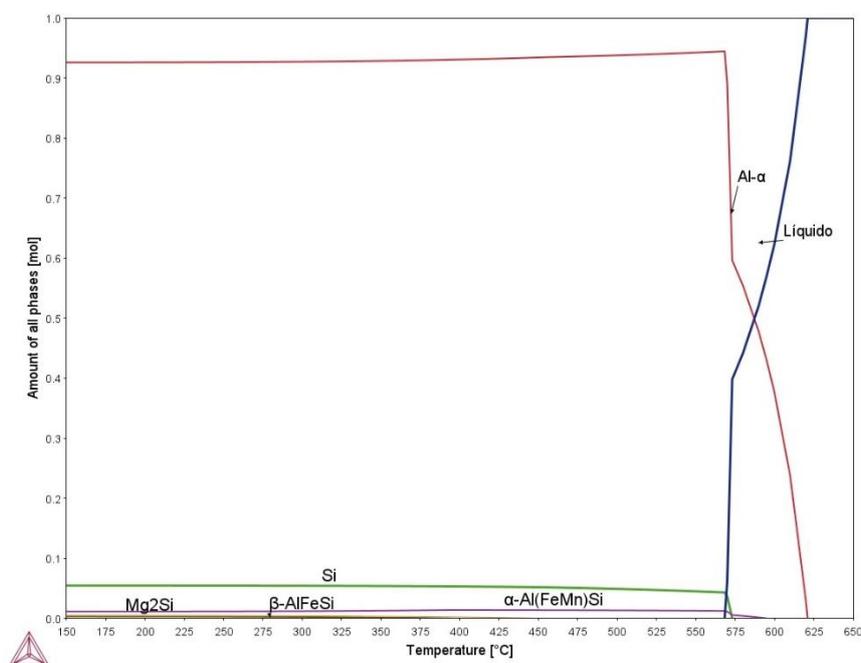
O equipamento manuseado foi um MEV Philips XL-30 FEG, capaz de fornecer imagens de grande aumento por meio do detetor de elétrons retroespalhados (BSE), que fornece imagens advindas de radiações altamente energéticas que permite a formação de imagens com contraste químico, e detetor de elétrons secundários (SE), que fornece imagens advindas de radiações de baixa energia que permite a formação de uma imagem com contraste de topografia. O instrumento também conta com um moderno sistema de EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) da marca Bruker, que permite a realização de microanálise química com rápido mapeamento de composição química.



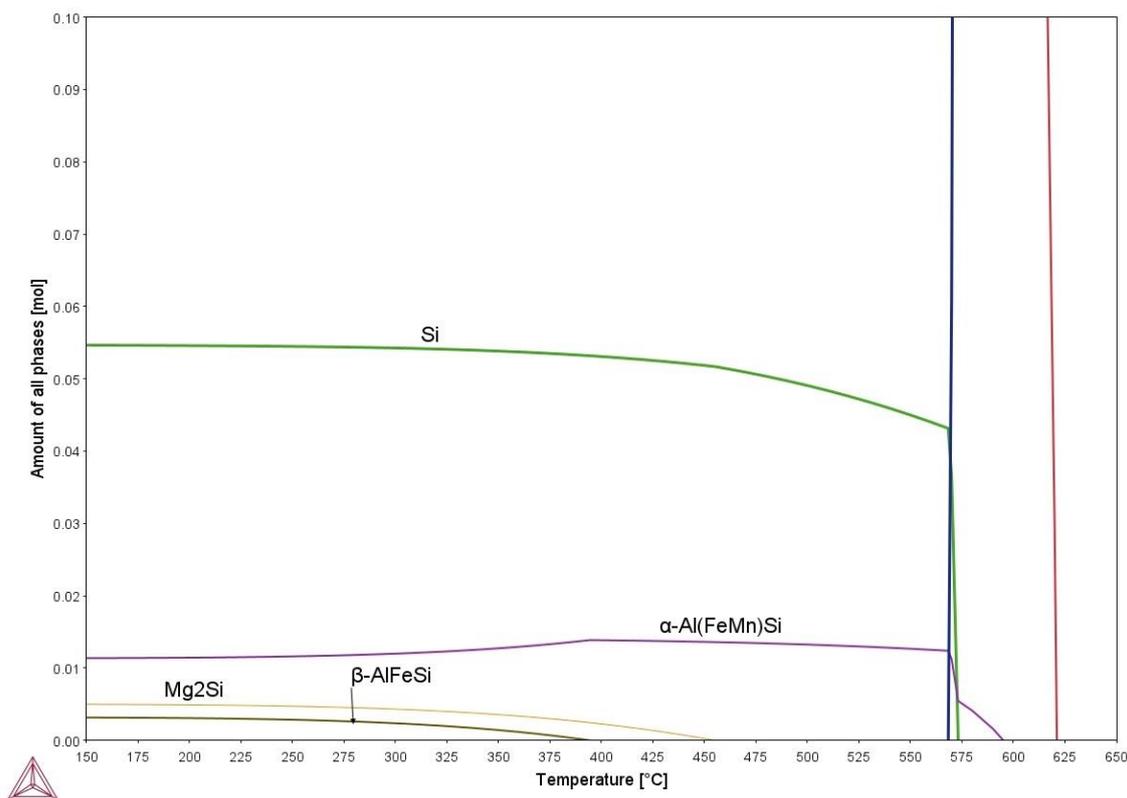
## 4. RESULTADOS

### 4.1 CÁLCULOS TERMODINÂMICOS ATRAVÉS DO *THERMO CALC*

Compreendendo a composição da liga estudada, calculou-se por meio do *Thermo Calc* a fração das fases de equilíbrio em função da temperatura. O programa fornece a resposta esperada da liga em situação de equilíbrio, portanto, não representa a situação real da liga, uma vez que esta depende da rota de processamento. Para uma composição teórica esperada de 7%P. Si, 0,6%P. Mg e 0,1%P. Fe em peso, provinda da mistura de materiais no briquete fundido, é esperado a curva de solidificação exibida na figura 14. Nela identificamos que a solidificação se inicia à 615°C, aproximadamente Al- $\alpha$  primário. Em temperaturas próximas a 575 °C inicia-se a formação do Si puro, que na realidade, ocorre durante a transformação eutética, uma vez que a temperatura eutética do sistema Al-Si é 580°C. Na mesma temperatura, o intermetálico AlFeMnSi é precipitado. Após os 450°C, se precipita o Mg<sub>2</sub>Si e, logo em seguida, aos 400°C,  $\beta$ -AlFeSi, que se permanecem estáveis até o completo resfriamento. Aqui, vale ressaltar que os precipitados de Mg<sub>2</sub>Si não devem ser observados em sua condição estável termodinamicamente, fase  $\beta$ , e sim em uma solução supersaturada de Mg na matriz de Al- $\alpha$ , já que se trata da condição bruta de fusão e nenhum tratamento térmico de solubilização e envelhecimento foi aplicado na simulação.



**Figura 14:** diagrama de solidificação molar para 6%Si, 0,4%Mn, 0,2%Mg, 0,1% Fe e Al balanço.

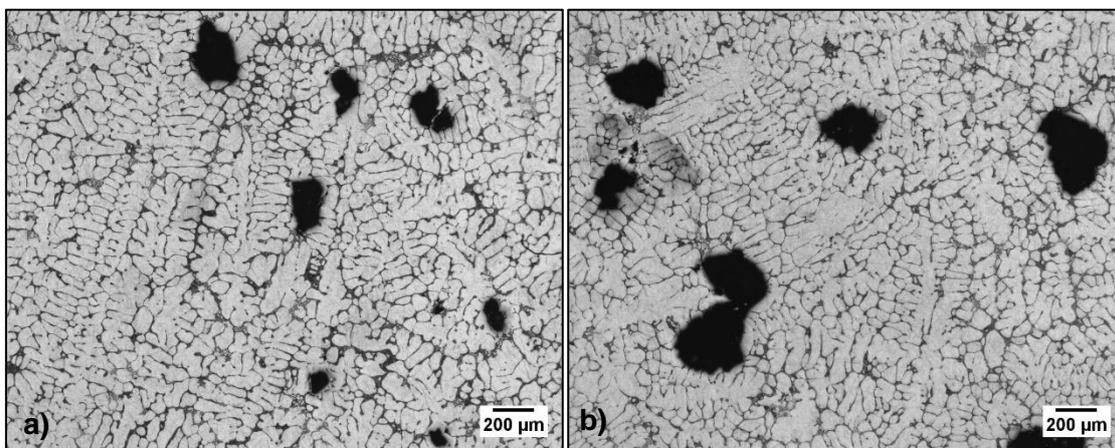


**Figura 15:** diagrama de solidificação molar para 6%Si, 0,4%Mn, 0,2%Mg, 0,1% Fe e Al balanço, escala ampliada.

Dessa forma, é esperado encontrar uma microestrutura majoritariamente composta por  $\alpha$ -Al e Si eutético, como característica principal desse sistema, já discutido anteriormente, e intermetálicos em baixa quantidade, como na figura 15. Além de conferir a presença das fases esperadas, devemos investigar possíveis intermetálicos ricos em Fe, conforme apontado no diagrama de solidificação. Como não são conhecidas as impurezas possíveis nesse material, os cálculos termodinâmicos foram realizados apenas com os elementos químicos majoritários, dando foco à presença de Fe à liga, por conta do processo industrial a qual faz parte.

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓTICA

Nessa seção serão exibidas as microscopias óticas advindas de duas amostras, uma amostra de cada fundido: o molde de aço e o molde de grafite. Com esse panorama, uma primeira característica semelhante, entre os depósitos produzidos, foi a morfologia geral da liga composta por  $\alpha$ -Al e Si eutético de morfologia fibrosa e elevada porosidade, conforme figura 16. Esse resultado, de baixo aumento microscópico, mostra que essa liga pertence à família de ligas do sistema Al-Si e a porosidade é provavelmente resultante de elevada umidade no material fundido e no ambiente.

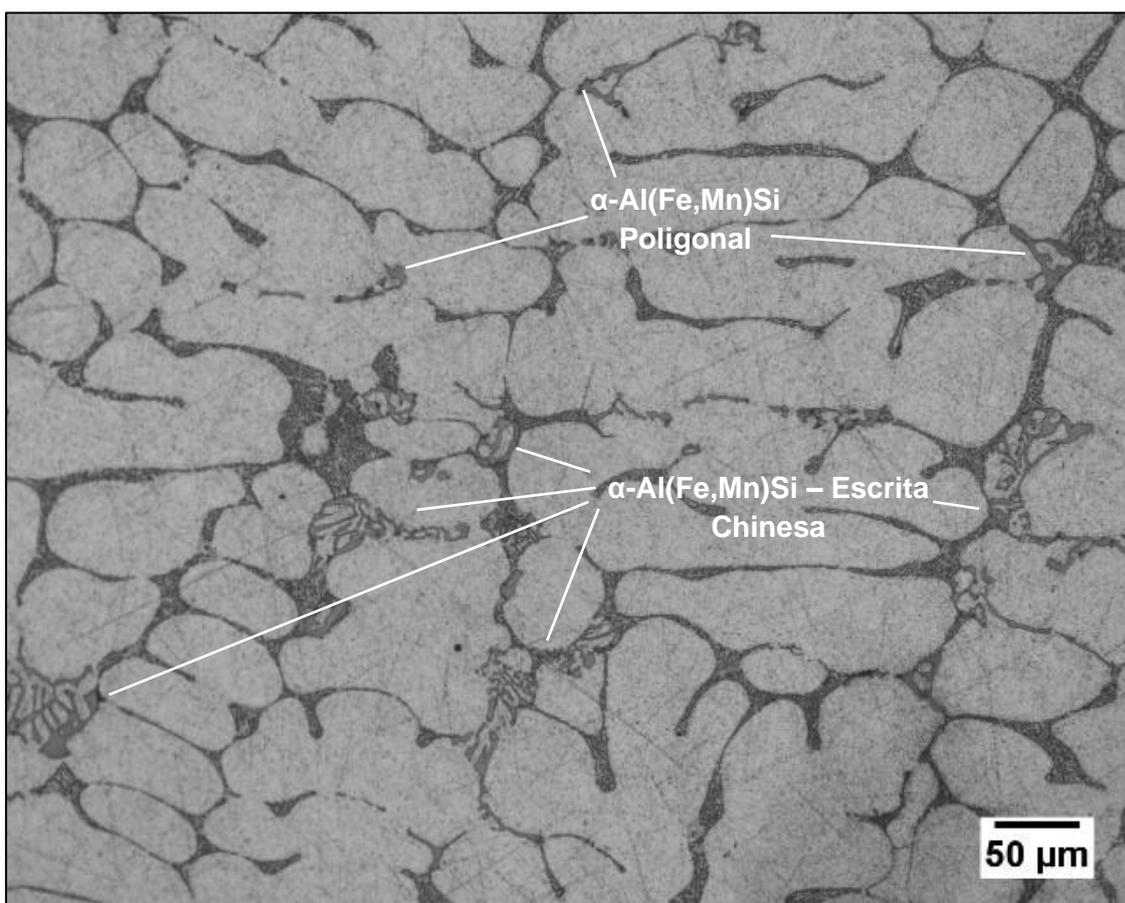


**Figura 16:** Microscopias óticas dos fundidos. a) amostra resfriada em molde de grafite e b) amostra resfriada em molde de Ferro.

Como já discutido anteriormente, o hidrogênio é altamente solúvel em alumínio, e sua presença, em suas diferentes fontes, é altamente prejudicial para esse tipo de liga, justamente pela alta nucleação de bolhas durante a solidificação. Nesse sentido, a alta porosidade observada na microestrutura dos depósitos mostrados é, provavelmente, explicada por majoritariamente dois fatores: a elevada quantidade de compostos orgânicos/umidade aderida, residuais do óleo solúvel de corte usado durante o processo de usinagem, e umidade do ambiente (cadinho e atmosfera). Apesar de o cavaco, constituinte do briquete, ter sido centrifugado antes da prensagem, a presença de material orgânico aderido à grande área superficial do cavaco é certa. A Figura 11b mostra grande quantidade de fumaça proveniente da queima do material impregnado no cavaco, o que durante o aquecimento acarretaria em mais fontes de hidrogênio, por conta da decomposição química dos orgânicos. Além disso, durante a fundição não houve grandes cuidados com a proteção do banho metálico. A fusão foi realizada em ar ambiente, o briquete não foi pré-tratado termicamente e o cadinho usado havia sido recentemente preparado com massa cerâmica refratária de alumina, ainda úmida e

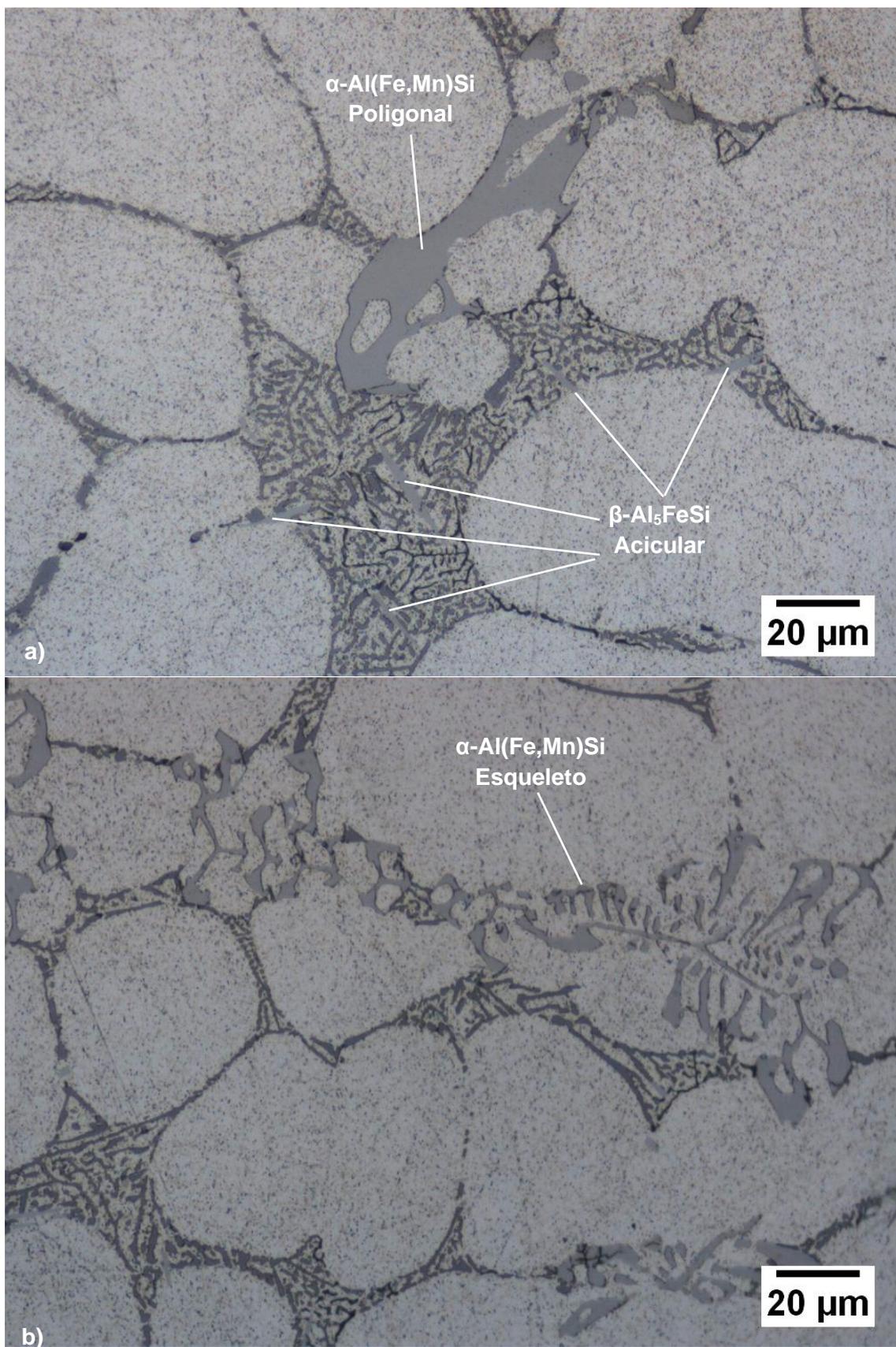
passível de liberação de umidade ao banho metálico. Como nenhum tratamento térmico ou borbulhamento de gás inerte foi realizado, já era esperado elevada porosidade.

Seguindo a análise para aumentos superiores, foi encontrado diversas morfologias distintas ao Si eutético. A figura 17, exibe diversas fases com morfologias características do sistema Al-Si-Mg-Mn-Fe. Comparando as fases sinalizadas abaixo com as referências bibliográficas apresentadas [5-10], podemos identificar diversas morfologias semelhantes, como por exemplo, os intermetálicos do tipo  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si, de morfologia de escrita chinesa e morfologia poligonal, ambas as estruturas em grandes quantidades.



**Figura 17:** Microscopia ótica da amostra fundida em molde de grafite com maior magnificação.

Para magnificações de 500x foi possível obter maior detalhamento das morfologias sinalizadas, além de permitir a identificação de fases aciculares finas distribuídas irregularmente na microestrutura, o que provavelmente sinaliza fases  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , conforme pode ser observado na figura 18a. Além das estruturas pontiagudas, também observamos algumas regiões em que a fase  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si nucleou com morfologia de esqueleto, conforme indicado na figura 18b.

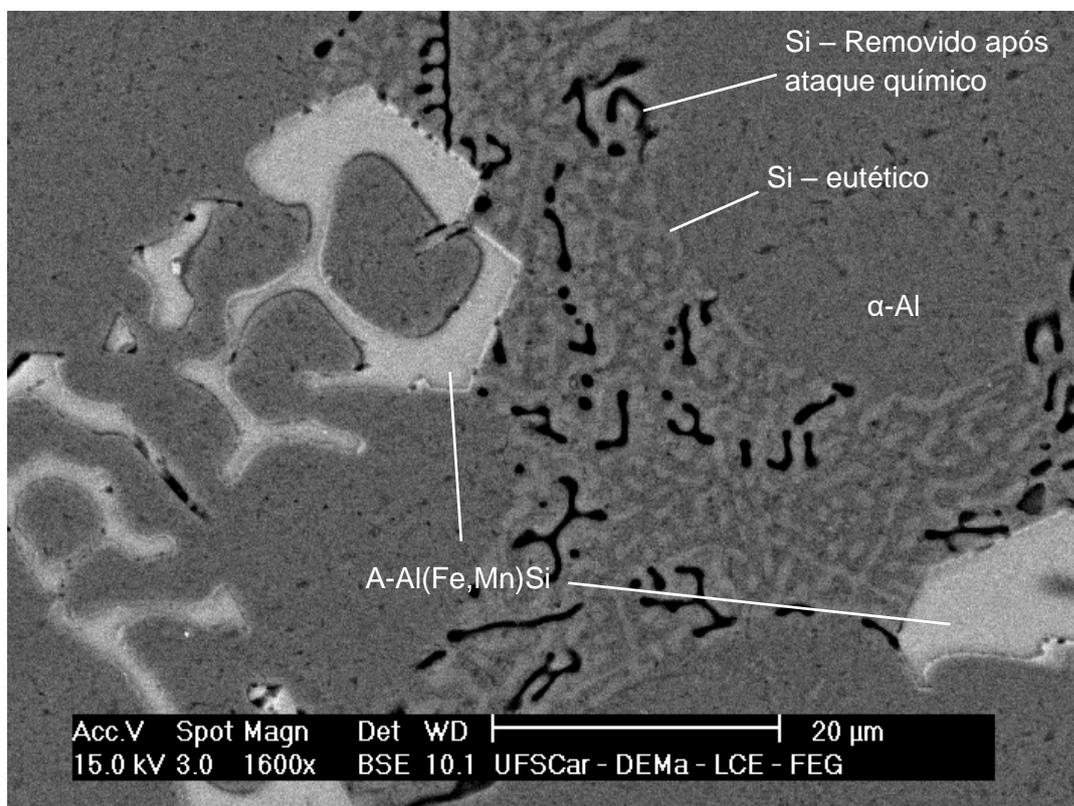


**Figura 18:** Microscopias óticas de amostra fundida em molde de aço e maiores magnificações.

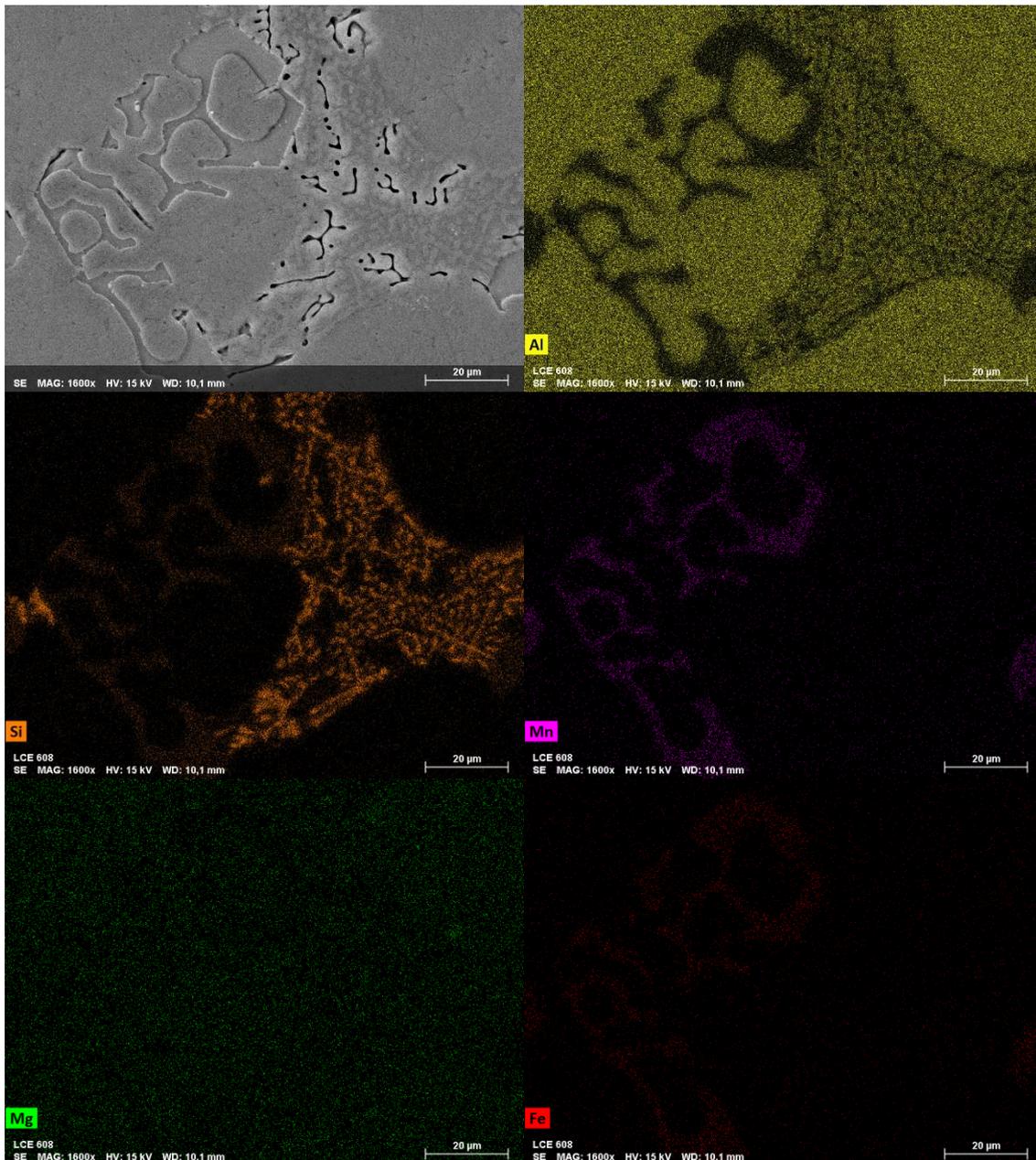
### 4.3 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

O foco das análises de microscópio eletrônico foi em avaliações químicas, uma vez que as previsões termodinâmicas e micrografias óticas já forneceram grande detalhamento da microestrutura. Por meio das morfologias observadas já é possível determinar as fases presentes na microestrutura, sendo a técnica de EDS responsável por validar as estruturas observadas (EDS pontual sobre as fases identificadas) e coletar maior detalhamento do material (figura 19), garantindo a exatidão das análises feitas na seção anterior.

Pelo mapeamento composicional abaixo (Figura 20), é possível identificar claramente a distribuição dos elementos químicos, na microestrutura da liga. Na região mapeada existem três diferentes fases, Al- $\alpha$ , matriz da liga que é majoritariamente composta por alumínio metálico, contendo os elementos Fe, Si, Mn e Mg em solução sólida e possíveis precipitados de  $Mg_2Si$ , pois a precipitação dessa fase na matriz é esperada, e corroborada pelo tamanho superior dos particulados, se comparado ao Fe e Mn em solução sólida com o alumínio;  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$  de morfologia de escrita chinesa, contendo todos os elementos químicos da liga, entretanto, um contraste superior (maior teor) de Fe e Mn; e por fim a fase de Si eutético, facilmente observada pelo elevado contraste desse elemento na morfologia eutética à esquerda da imagem.



**Figura 19:** Microscopia eletrônica da amostra fundida em molde de grafite.



**Figura 20:** Mapeamento composicional realizado sobre a amostra de fundido em molde de grafite.

Com relação aos EDS's locais, realizados sobre cada uma das fases, e sobre grandes regiões para obtenção de composição geral, foi obtido a tabela 6, em que consta a composição média observada de cada fase presente nos fundidos (molde de grafite e molde permanente), das matérias-primas, constituintes do briquete, fornecidos pela empresa X, além da composição média medida da liga fundida.

**Tabela 6:** composição química média normalizada, por estrutura, observada nos EDSs (%p.).

<b>Estrutura</b>	<b>%Si</b>	<b>%Mg</b>	<b>%Mn</b>	<b>%Fe</b>	<b>Al</b>
Fundido (EDS Geral)	3,67	0,60	-	-	92,69
$\alpha$ -Al	1,55	0,96	-	-	97,22
$\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si	5,48	4,29	3,61	3,65	82,97
Cavaco (AlSi <sub>7</sub> Mg)	5,79	0,88	-	-	93,32
Cavaco (AlSi <sub>4</sub> MgMn)	4,73	0,73	-	-	94,54

Analisando a tabela 6, podemos verificar uma boa coerência com relação aos teores encontrados de Si e Mg, sobretudo nas ligas base, contidas no briquete e no EDS geral, realizado sobre o fundido. Contudo, o Mn e o Fe não foram contabilizados nas análises químicas gerais das amostras, sendo contabilizados apenas no EDS local realizado sobre a fase  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si, que também mostrou teores coerentes de todos os elementos, confirmando o intermetálico principal formado na microestrutura. Apesar do Fe não ser indicado em nenhum EDS geral, sua presença é inegável, pela presença da fase  $\alpha$  rica em Fe, no entanto, como atividade futura, sugiro investigar a composição da liga, de forma a quantificar o teor de Fe antes e depois da fusão ser realizada. Apesar de não termos esses valores bem estabelecidos, a quantidade de fases intermetálicas formadas, na condição bruta de fusão, sugere teores relativamente baixos de Fe.

## 5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Por meio dos cálculos termodinâmicos foi possível identificar as fases termodinamicamente estáveis durante a solidificação dos briquetes, material usado para a confecção das amostras utilizadas no trabalho. Com uma composição intermediária, teórica, aos dois materiais bases presentes nos briquetes usados, observou-se que a microestrutura estável, em temperatura ambiente, deveria ser composta por uma matriz de Al- $\alpha$  e Si eutético e precipitados, em baixa quantidade, de  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si,  $\beta$ -AlFeSi e Mg<sub>2</sub>Si. Correlacionando os testes termodinâmicos com a revisão de literatura, era esperado que os intermetálicos de  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si aparecessem com morfologia de esqueleto, escrita chinesa e poligonal, a depender das condições de resfriamento e composição química. Já os intermetálicos de  $\beta$ -AlFeSi, com a morfologia acicular, representando uma fase bastante prejudicial para a ductilidade da liga. Por fim, a fase Mg<sub>2</sub>Si deveria aparecer como precipitados finos, dispersos na matriz de Al- $\alpha$ .

Pela microscopia ótica foi reconhecida elevada porosidade na microestrutura de ambos os depósitos de fundidos. Ademais, a técnica observou as fases presentes, antes sinalizadas pelo Thermo Calc, por meio de suas morfológicas características. Todas as estruturas foram identificadas e sinalizadas nas micrografias. De acordo com a bibliografia estudada, os precipitados de Mg<sub>2</sub>Si e/ou Mg solubilizado não são visualizados nem mesmo em Microscópios Eletrônicos de Varredura (MEV), porém, por meio da técnica de EDS, o mapeamento composicional foi realizado em regiões comuns às estruturas existentes, permitindo visualizar o contraste atômico de regiões de maior concentração com as de menor concentração, detectando a existência do Mg e Si no Al- $\alpha$ , indicando a solução sólida e presença de precipitados. Nesse mesmo sentido, os intermetálicos de  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si, observados em todas as três morfologias (escrita chinesa, poligonal e esqueleto), foram mapeados e, o contraste composicional exibido corrobora as análises feitas via ThermoCalc e microscopia ótica. Infelizmente, pela dificuldade de ajuste no contraste do MEV, os mapeamentos não foram realizados em regiões com presença da fase  $\beta$ -AlFeSi.

Assim, com relação à microestrutura da liga fundida, a presença dos intermetálicos talvez prejudique, inicialmente, as propriedades mecânicas em baixa escala. Segundo Shouxun et al. [10], a principal fase fragilizante é a  $\beta$ , pois as morfologias aciculares tendem a formar-se aos arredores dos contornos de grão, prejudicando a ductilidade do material. Apesar dessa fase estar presente, não foi nucleada em grande proporção. Acredita-se que devido ao Mn presente na composição e uma provável baixa contaminação por Fe, a nucleação da fase  $\beta$  veio a ser substituída pela formação dos intermetálicos  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si, presentes em maior quantidade, se

comparado à fase  $\beta$ -AlFeSi. Infelizmente, o teor de Fe, na liga, não foi obtido, porém, a baixa quantidade de fase  $\beta$  já é um bom indicativo.

Se considerado ainda que a condição das amostras analisadas foi a bruta de fusão temos outro bom indicativo. Conforme discutido em [5-10], o tratamento térmico de envelhecimento artificial em elevadas temperaturas ( $>500^{\circ}\text{C}$ ) e por longos períodos de tempo ( $>4\text{h}$ ), promovem não só a esferoidização e refino do Si eutético, mas também a redução no tamanho de fases  $\beta$  e a alteração de morfologia do  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si em esqueleto para escrita chinesa, reduzindo assim o impacto negativo causado por essas fases ao material. Dessa forma, acredita-se que, se averiguado mais detalhadamente a composição da liga, de forma a reequilibrá-la com uma relação 2:1 de Mn:Fe, e realizar o tratamento térmico T6, o material, do ponto de vista de microestrutura, teria grandes chances de ser retornado ao ciclo de produção industrial.

Além da microestrutura, a contaminação por matéria orgânica realmente não pôde ser evitada. Durante a fusão dos briquetes, a grande quantidade de fumaça cinza levantada sugere a queima de material orgânico, provavelmente óleo solúvel residual do processo de usinagem, que conforme discutido por Dierk et al. [11] age como um grande fornecedor de hidrogênio para o banho metálico. Além da umidade residual do óleo, a degradação dos hidrocarbonetos e compostos orgânicos acaba por gerar como produto o hidrogênio gasoso, que será difundido para o material líquido. Ademais, o processo de fusão não foi realizado em atmosfera controlada. O ar atmosférico, em contato com o banho metálico, também se comportou como fonte de hidrogênio nesse caso. Não o bastante, o cadinho utilizado para a fusão havia sido preparado dias antes, não havendo nenhum aquecimento prévio do recipiente, assim, este também agiu como fonte de hidrogênio. Logo, era esperado encontrar certa porosidade no material, no entanto, nesse caso representa um problema para a aplicação da liga, nessa condição, no produto da empresa X.

## 6. CONCLUSÕES/CONSIDERAÇÕES FINAIS

O reuso direto dos briquetes, como sucata, para a fabricação do mesmo produto na empresa X, em uma fundição simples e direta, não é uma opção. O maior problema encontrado no fundido foi a elevada porosidade, que é tipicamente um problema de ligas de Al fundidas do sistema Al-Si. A alta quantidade de óleo residual, impregnado nos briquetes, somado à falta de controle do processo de fusão, levaram à elevada porosidade por hidrogênio, uma adversidade que inviabiliza o uso do produto por conta do alto impacto nas propriedades mecânicas da peça final. Dessa forma, futuramente, deve ser avaliado a pirolise dos briquetes antes da fusão, de forma a eliminar, ao máximo, todos os tipos de materiais orgânicos contaminantes, assim, reduzindo as fontes de hidrogênio durante a fusão. Além disso, o ideal seria realizar a fusão em atmosfera seca ou em vácuo, com instrumentos livres de umidade, de forma a minimizar ao máximo a incorporação de hidrogênio no material, e descontaminar os cavacos antes do processo de briquetamento, evitando o aprisionamento de umidade e matéria orgânica nos briquetes. Outra opção, seria realizar o tratamento do banho metálico com borbulhamento de gás inerte, de forma a capturar todo o hidrogênio dissolvido no banho metálico antes de realizar o vazamento e solidificação da liga.

Em relação ao ferro contaminante e intermetálicos ricos em ferro, o próximo passo seria obter com precisão a composição final da liga e encontrar uma relação 2:1 de Mn:Fe capaz favorecer a formação da fase  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si em detrimento da fase  $\beta$ -AlFeSi. Como discutido, os EDS's realizados sugerem um baixo teor de ferro, que talvez possa ser tolerável para aplicações industriais de engenharia. Uma vez que a composição está formada e os elementos de liga não podem ser removidos, o tratamento térmico T6 será o responsável por diminuir o impacto negativo dos intermetálicos, além de refinar a matriz de Al- $\alpha$  e Si eutético. Como sugestão, para os próximos estudos, deve-se avaliar esse material em condição T6 para verificar a quantidade e morfologia dos intermetálicos formados.



## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SCHMITZ, Christoph (Ed.). Handbook of aluminium recycling: mechanical preparation, metallurgical processing, heat treatment. Vulkan Verlag, 2014. Cap. 1-7, p. 1-71
- [2] SVERDRUP, Harald U.; RAGNARSDOTTIR, Kristin Vala; KOCA, Deniz. Aluminium for the future: Modelling the global production, market supply, demand, price and long term development of the global reserves. Resources, Conservation and Recycling, v. 103, p. 139-154, 2015.
- [3] SILVA FILHO, E. B.; ALVES, M. C. M.; DA MOTTA, M. Lama vermelha da indústria de beneficiamento de alumina: produção, características, disposição e aplicações alternativas. Matéria (Rio de Janeiro), v. 12, p. 322-338, 2007.
- [4] BANGYIKHAN, Kittiphan. Effects of oxide film, Fe-rich phase, porosity and their interactions on tensile properties of cast Al-Si-Mg alloys. 2005. Tese de Doutorado. University of Birmingham.
- [5] DIANKUN, Lu et al. High-current pulsed electron treatment of hypoeutectic Al-10Si alloy. High Temperature Materials and Processes, v. 36, n. 1, p. 97-100, 2017.
- [6] DIN, E. N. 1706, Juni 2008,“. Aluminium and aluminium alloys–Castings: Chemical composition and mechanical properties.
- [7] YAMAMOTO, K. et al. Effect of Mg content on age-hardening response, tensile properties, and microstructures of a T5-treated thixo-cast hypoeutectic Al-Si alloy. Materials Science and Engineering: A, v. 798, p. 140089, 2020.
- [8] CRUZ, Daniel Vilela. O efeito dos tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de rodas automotivas fundidas a baixa pressão na liga A356. 2019.
- [9] KUCHARIKOVÁ, Lenka et al. Analysis of microstructure in AlSi7Mg0.3 cast alloy with different content of Fe. Transportation Research Procedia, v. 40, p. 59-67, 2019.
- [10] JI, Shouxun et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys. Materials Science and Engineering: A, v. 564, p. 130-139, 2013.
- [11] RAABE, Dierk et al. Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys. Progress in Materials Science, p. 100947, 2022..
- [12] EL HAGGAR, Salah. Sustainable industrial design and waste management: cradle-to-cradle for sustainable development. Academic Press, 2010.
- [13] Disponível em: Thermodynamics Software - Thermo-Calc Software (thermocalc.com)