



HUGO DINALLI RIBEIRO

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO E TEOR
DE FERRO NA FASE INTERMETÁLICA BETA- Al_5FeSi
EM LIGA DE ALUMÍNIO A356 CONTAMINADA POR
FERRO**

Lavras - MG

2023

HUGO DINALLI RIBEIRO

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO E TEOR DE FERRO NA FASE
INTERMETÁLICA BETA- Al_3FeSi EM LIGA DE ALUMÍNIO A356 CONTAMINADA
POR FERRO**

Artigo apresentado à Universidade Federal de Lavras, como parte das exigências do Curso de Engenharia Mecânica, para a obtenção do título de Bacharel.

Prof. Dr. Filipe Augusto Gaio de Oliveira

ORIENTADOR

Lavras - MG

2023

HUGO DINALLI RIBEIRO

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO E TEOR DE FERRO NA FASE
INTERMETÁLICA BETA- Al_5FeSi EM LIGA DE ALUMÍNIO A356 CONTAMINADA
POR FERRO**

Monografia apresentada à Universidade Federal de Lavras, como parte das exigências do Curso de Engenharia Mecânica, para a obtenção do título de Bacharel.

APROVADO em 07 de Dezembro de 2023.
Dr. Filipe Augusto Gaio de Oliveira – UFLA
Dra. Joelma Resende Durão Pereira – UFLA
Dr. Sandro Pereira da Silva - UFLA

Prof. Dr. Filipe Augusto Gaio de Oliveira

ORIENTADOR

Lavras - MG

2023

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de Geração de Ficha Catalográfica da Biblioteca
Universitária da UFLA, com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

Ribeiro, Hugo Dinalli.

Influência da taxa de resfriamento e teor de ferro na fase intermetálica beta- Al_5FeSi em liga de alumínio A356 contaminada por ferro / Hugo Dinalli Ribeiro. - 2023.

70 p. : il.

Orientador(a): Filipe Augusto Gaio de Oliveira.

TCC (graduação) - Universidade Federal de Lavras, 2023.
Bibliografia.

1. Contaminação de alumínio secundário. 2. Processos de fabricação. 3. Microscopia eletrônica de varredura. I. Oliveira, Filipe Augusto Gaio de. II. Título.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me dar saúde, força e sabedoria para realizar este trabalho.

Agradeço aos meus pais, Cristiane e Cleudir, por todo o amor, apoio e incentivo que me deram desde o início da minha jornada acadêmica. Vocês são os meus maiores exemplos de vida e dedicação.

Agradeço aos meus irmãos, Diogo e Laura, por estarem sempre ao meu lado, me fazendo rir e me dando conselhos. Vocês são os meus melhores amigos e companheiros.

Agradeço à minha avó, Nilda, por ser uma fonte de inspiração e carinho. Você me ensinou muitos valores e me transmitiu muita fé e esperança.

Agradeço à minha namorada, Ana Lígia, por ser a minha parceira, a minha confidente e a minha motivadora. Você me acompanhou em todos os momentos, me apoiou nas dificuldades e me celebrou nas conquistas.

Agradeço aos técnicos administrativos, Davidson Silva e Aline Norberto, por me auxiliarem nas atividades experimentais da minha pesquisa. Vocês foram muito atenciosos, prestativos e eficientes.

Agradeço aos meus amigos de curso, Arthur, Antônio, Alan, Bernardo, Guilherme Marcos, Oscar, Paulo, Felipe, Samuel e Vinícius, por compartilharem comigo as alegrias, as angústias e os aprendizados dessa etapa. Vocês tornaram a minha graduação mais divertida, mais leve e mais rica.

Agradeço ao meu professor orientador, Filipe Gaio, por me orientar neste trabalho com paciência, dedicação e competência. Você foi um mestre, um mentor e um amigo. Você me ensinou muito mais do que o conteúdo do TCC.

Agradeço à Finep, à Fapemig, ao CNPq e à Capes e ao Laboratório de Microscopia Eletrônica e Análise Ultraestrutural da Universidade Federal de Lavras, pelo fornecimento dos equipamentos e suporte técnico para experimentos envolvendo microscopia eletrônica.

RESUMO

No cenário atual da manufatura industrial, há uma crescente tendência de uso de ligas leves, como alumínio e magnésio, impulsionada pela demanda por materiais mais suaves, com objetivo de diminuir o consumo de combustível. A extração de alumínio por meio do processo de eletrólise é um método que requer grande quantidade de energia, o que tem levado ao aumento do uso de ligas secundárias (recicladas) de alumínio. Contudo, como resultado da reciclagem, os níveis de ferro nessas ligas podem ser relativamente altos, propiciando a formação da fase intermetálica $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, conhecida por provocar efeitos negativos ao alumínio. Este estudo tem como objetivo avaliar a influência do teor de ferro e as taxas de resfriamento no comprimento da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ na liga A356. Para tanto, uma liga secundária de alumínio A356 foi refundida com três condições diferentes de contaminação (0,2%, 1% e 3% de peso em ferro) e duas condições de solidificação em molde metálico (em temperatura ambiente e pré-aquecido a 200°C). As amostras foram retiradas de diferentes posições dos corpos de prova produzidos e caracterizadas através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e mapeamento EDS. Os intermetálicos $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ identificados foram medidos com o software ImageJ®. Análises estatísticas foram realizadas no software Sisvar®, com o objetivo de correlacionar as medições com os teores de ferro e as taxas de resfriamento utilizadas. Além disso, foi possível analisar a influência estatística da posição da amostra no corpo de prova e da posição radial de caracterização da amostra no comprimento da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Os resultados indicaram que o aumento do teor de ferro favoreceu o desenvolvimento do intermetálico $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, enquanto a taxa de resfriamento não influenciou significativamente a morfologia e o comprimento da fase. A posição radial das amostras influenciou o comprimento da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, sendo que a região externa apresentou fases menores. A posição longitudinal também apresentou influência na formação da fase intermetálica $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, porém sem um padrão definido.

Palavras-chave: Fundição, Comprimento, Caracterização, Amostras, Reciclagem.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Morfologia agulhada (<i>Needle-Like</i>) da fase β -Al ₅ FeSi (MEV).....	15
Figura 2.2 - Reconstrução tridimensional da fase β -Al ₅ FeSi.	16
Figura 2.3 - Microscopia eletrônica de amostras com diferentes teores de ferro.....	16
Figura 2.4 - (a) Visão transversal da fundição de cunha e localização dos termopares (b) curvas de resfriamento.	17
Figura 2.5 - Esquema de molde de grafite em forma de cone.....	18
Figura 2.6 - Metalografia da liga com diferentes taxas de resfriamento. (a) 30 K/s (b) 6,7 x 10 ² K/s (c) 2,4 x 10 ⁴ K/s.	19
Figura 2.7 - Tamanho e distribuição das fases contendo Fe em diferentes taxas de resfriamento: (a) 0,19 °C/s; (b) 0,65 °C/s; (c) 6,25 °C/s.....	20
Figura 2.8 - Comprimento médio das fases contendo Fe em diferentes taxas de resfriamento.	20
Figura 2.9 - Circularidade do método científico.	22
Figura 3.1 - Fluxograma das etapas realizadas.....	28
Figura 3.2 - Forno modelo POB 1300/7.....	29
Figura 3.3 - Molde metálico utilizado, em aço SAE 1020.	30
Figura 3.4 - Vazamento da liga A356 fundida.	31
Figura 3.5 - Forno modelo MUFLA.....	31
Figura 3.6 - Disposição dos termopares no corpo de prova.	32
Figura 3.7 - Exemplo de corpo de prova fabricado sem adição de ferro.....	32
Figura 3.8 - Exemplificação da produção das amostras.	33
Figura 3.9 - Fluxograma de produção das amostras.....	34
Figura 3.10 - Lixadeira e politriz modelo PLF.....	35
Figura 3.11 - Método de lixamento.	35
Figura 3.12 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	36
Figura 3.13 - Regiões de Investigação das amostras no MEV (a) Externo – 2,5 mm (b) ¾ de raio – 8,5 mm (c) ½ raio – 14,5 mm (d) meia peça – 27,5 mm.....	37
Figura 3.14 - Exemplo de medição utilizando o Software ImageJ®.	38
Figura 3.15 - Fatores de influência no comprimento da fase β -Al ₅ FeSi.	39
Figura 3.16 - Liga A356 com (a) 0,2%; (b) 1% e (c) 3% em peso de Ferro e taxa de resfriamento de 1,82°C/s.....	42

Figura 3.17 - Liga A356 com (a) 0,2%; (b) 1% e (c) 3% em peso de Ferro e taxa de resfriamento de 1,17°C/s.....43

Figura 3.18 - Formação da fase β -Al₅FeSi na liga A356 com 3% de contaminação em Fe. ..44

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição da liga A356, em massa.....	14
Tabela 3.1 - Composição química da liga A356 utilizada para fundição.....	28
Tabela 3.2 - Taxas de Resfriamento do Processo de Fundição.....	40
Tabela 3.3 - Análise de variância.....	47
Tabela 3.4 - Teste Scott-Knott (1974) para a FV %Fe.....	48
Tabela 3.5 - Regressão para FV %Fe.....	48
Tabela 3.6 - Teste Scott-Knott (1974) para a FV Pos.Radial.....	49
Tabela 3.7 - Regressão para FV Pos.Radial.....	50
Tabela 3.8 - Análise de variância para desdobramento de %Fe na Pos.Radial.....	51
Tabela 3.9 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 2,5 mm.	52
Tabela 3.10 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 8,5 mm.....	52
Tabela 3.11 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 14,5 mm.....	52
Tabela 3.12 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 27,5 mm.....	52
Tabela 3.13 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Radial na %Fe.....	53
Tabela 3.14 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Radial na %Fe de 3%.	53
Tabela 3.15 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial.	54
Tabela 3.16 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 8,5 mm.....	55
Tabela 3.17 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 27,5 mm.....	55
Tabela 3.18 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal.	56
Tabela 3.19 - Teste de Scott-Knott (1974) para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 5 mm.....	56
Tabela 3.20 - Teste de Scott-Knott (1974) para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 76 mm.....	56

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	11
1.1	Objetivo Geral.....	13
1.2	Objetivos Específicos.....	13
2.	REFERÊNCIAL TEÓRICO	14
2.1	Liga Alumínio-Silício A356	14
2.2	Fase β -Al ₅ FeSi	15
2.3	Metodologias de Fundição para Obtenção de Diferentes Taxas de Resfriamento ..	17
2.4	Influência da Taxa de Resfriamento na Formação da Fase β -Al ₅ FeSi	19
2.5	Microscopia Eletrônica de Varredura	21
2.6	Planejamento de Experimentos e ANOVA.....	22
3.	ARTIGO	25
3.1	INTRODUÇÃO	27
3.2	MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.2.1	Fundição.....	28
3.2.2	Preparação das Amostras	33
3.2.3	Microscopia Eletrônica de Varredura MEV e Mapeamento EDS	36
3.2.4	Medição dos Intermetálicos β -Al ₅ FeSi – ImageJ®.....	37
3.2.5	Análise Estatística – Sisvar®	38
3.3	RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
3.3.1	Fundição.....	39
3.3.2	Taxa de Resfriamento	39
3.3.3	Microscopia Eletrônica de Varredura	40
3.3.4	Medição dos Intermetálico β -Al ₅ FeSi – ImageJ®	45
3.3.5	Análise Estatística – Sisvar®	45
3.4	CONCLUSÕES	58

3.5	REFERÊNCIAS.....	59
	APÊNDICE A – MEDIÇÕES DOS INTERMETÁLICOS β -Al ₅ FeSi – IMAGEJ®	63
	APÊNDICE B – REGRESSÃO DA INTERAÇÃO ENTRE PORCENTAGEM DE FERRO E POSIÇÃO RADIAL	66
	APÊNDICE C – REGRESSÃO DA INTERAÇÃO ENTRE POSIÇÃO LONGITUDINAL E POSIÇÃO RADIAL.....	68

1. INTRODUÇÃO

No cenário contemporâneo da manufatura industrial, particularmente nos setores automotivo e aeronáutico, observa-se uma tendência ascendente no uso de ligas leves, como alumínio e magnésio. Tal tendência é impulsionada principalmente pela demanda por materiais mais suaves, com o objetivo de diminuir o consumo de combustível e, conseqüentemente, a emissão de poluentes. O crescente interesse nessas ligas também está relacionado à sua baixa densidade. Por exemplo, enquanto o alumínio tem uma densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$, o aço tem uma densidade de $7,8 \text{ g/cm}^3$. Isso possibilita uma redução de até 70% no peso em comparação com um componente equivalente feito de aço, resultando em menor consumo energético para esses setores e, conseqüentemente, na redução das emissões de CO_2 .

Levando em conta a importância do alumínio no cenário global atual, em termos de produção, as ligas de alumínio ocupam a segunda posição mundial, sendo superadas apenas pelas ligas à base de ferro (KUCHARIKOVÁ *et al.* 2021). A produção de uma tonelada de alumínio primário requer um consumo de energia maior do que a produção de uma tonelada de liga à base de ferro (KUCHARIKOVÁ *et al.* 2021). Portanto, é crucial promover amplamente o uso de ligas de alumínio secundário, que são obtidas a partir da reciclagem do alumínio, sendo este um material altamente reciclável, podendo passar pelo processo infinitas vezes (TAYLOR, 2012; FERREIRA 2021).

A extração de alumínio por meio do processo de eletrólise é um método que requer uma grande quantidade de energia, o que o torna altamente ineficiente em termos econômicos, consumindo aproximadamente 45 kWh/kg. Por outro lado, a produção secundária, é muito mais eficiente em termos energéticos, consumindo apenas cerca de 2,8 kWh/kg (DAS; GREEN; KAUFMAN, 2007; YANG; JI; FAN, 2015).

De acordo com o *International Aluminium Institute* (IAI), o processo de reciclagem libera apenas 5% das emissões de gases de efeito estufa em comparação com a produção de alumínio primário, além de reduzir o volume de lixo destinado a aterros sanitários. Ademais, essa prática pode incentivar a consciência ecológica e promover a reciclagem de outros materiais, seja devido ao seu elevado valor residual ou por meio de programas de educação.

As ligas secundárias fundidas tendem a apresentar níveis mais altos de ferro em comparação com as ligas primárias, devido ao processo de reciclagem. Essa contaminação ocorre principalmente devido ao cadinho usado no processo de fundição ou aos resíduos presentes na sucata. A existência de pequenas quantidades de ferro pode resultar na formação

de placas intermetálicas ricas em ferro, que são duras e frágeis, afetando negativamente a moldabilidade, usinabilidade e propriedades mecânicas dos fundidos. Entre as fases formadas pelo ferro em ligas de alumínio-silício, a fase β -Al₅FeSi é considerada a mais prejudicial devido à sua forma agulhada, que torna o material mais duro e frágil (TERZI *et al.*, 2010).

A liga A356, que é comumente aplicada nos setores aeroespacial e automotivo, especialmente em peças que necessitam de leveza aliada a uma resistência mecânica adequada, contém uma alta concentração de silício, que pode oscilar entre 6,5% e 7,5%. Essa característica torna essa liga particularmente propensa à formação da fase β -Al₅FeSi quando há contaminação por ferro (OLIVEIRA, 2023).

Com o aumento da demanda pelo alumínio, e a ineficiência econômica de sua produção primária, devido ao alto consumo de energia e aos impactos ambientais, é necessário desenvolver cada vez mais pesquisas que possibilitem determinar e caracterizar as fases formadas pelo ferro, para dessa maneira, encontrar soluções que minimizem os efeitos negativos e possibilitem a utilização de ligas contaminadas.

Este trabalho motiva-se a entender quais seriam as influências da contaminação por elevados teores de ferro e diferentes taxas de resfriamento no comprimento da fase intermetálica β -Al₅FeSi em ligas de alumínio A356. A pesquisa possui significativa relevância no contexto ambiental e econômico, uma vez que uma melhor compreensão do desenvolvimento dos intermetálicos com alto teor de ferro e como controlar o seu desenvolvimento pode propiciar o aumento da utilização do alumínio secundário, que está intrinsecamente relacionado à preservação de recursos naturais, à redução de emissões de gases de efeito estufa, à economia de energia, à diminuição de resíduos e à redução de custos de produção.

1.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência do teor de ferro e as taxas de resfriamento no comprimento da fase β -Al₅FeSi na liga A356.

1.2 Objetivos Específicos

Para atingir o objetivo geral, são necessários alguns objetivos específicos intermediários:

Produzir a liga A356 com diferentes teores de ferro e taxas de resfriamento.

Caracterizar o intermetálico β -Al₅FeSi.

Identificar e medir o intermetálico β -Al₅FeSi.

2. REFERÊNCIAL TEÓRICO

2.1 Liga Alumínio-Silício A356

As ligas de alumínio fundidas são amplamente utilizadas em diversas aplicações industriais, devido às suas vantagens em termos de propriedades mecânicas, resistência à corrosão, soldabilidade e baixo custo. Entre as ligas de alumínio fundidas, as ligas do sistema Al-Si se destacam por apresentarem uma alta fluidez, um coeficiente de expansão térmica reduzido, uma contração mínima nos fundidos e uma boa resistência ao desgaste (ALMEIDA *et al.*, 2008).

As ligas binárias Al-Si são notáveis por sua ampla variedade de propriedades físicas e mecânicas, que são influenciadas pela microestrutura e pelo conteúdo de silício (SILVA JUNIOR, 2008). Uma das ligas Al-Si mais empregadas é a A356. Esta é utilizada na fabricação de peças que exigem elevada resistência mecânica e tenacidade à fratura, como rodas de liga leve, componentes automotivos, aeroespaciais e estruturais, entre outros (CRIADO; MARTINÉZ; CALABRÉS, 2003; LEE, 2007; PARREIRAS, 2014).

A grande maioria das ligas empregadas na fundição de alumínio, cerca de 90%, pertencem à série 300. Essas ligas binárias são reconhecidas por sua notável ductilidade, resistência à corrosão e tensão. A liga A356 está incluída nesse conjunto e é constituída por elementos como Si, Mg, Cu, Mn, Fe, Zn, Ti, entre outros, em proporções reduzidas (ANGELONI, 2011).

A Tabela 2.1 mostra a composição normatizada para um liga de alumínio A356 (ASM, 2004).

Tabela 2.1 - Composição da liga A356, em massa.

Elemento	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Ti	Outros (cada)	Outros (total)
A356	6,5 - 7,5	0,25 - 0,45	0,20	0,10	0,20	0,10	0,20	0,05	0,15

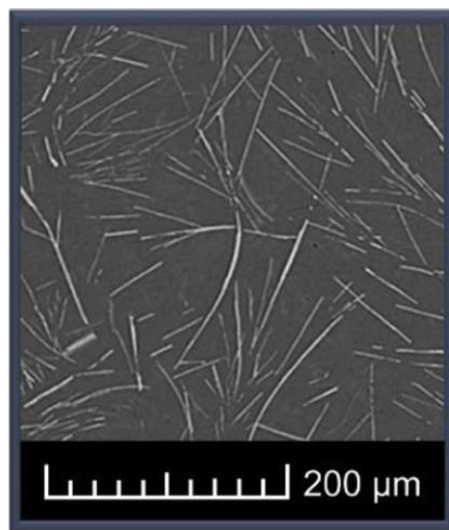
Fonte: Adaptado de (ASM, 2004).

2.2 Fase β -Al₅FeSi

A fase β -Al₅FeSi é uma das fases intermetálicas que se formam durante o processo de solidificação de ligas de alumínio, sendo uma das primeiras a se precipitar. Essa fase afeta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, pois pode criar pontos de concentração de tensões e facilitar o surgimento de trincas (TERZI *et al.*, 2010). Puncreobutr *et al.* (2014) mostrou que o aumento da quantidade de ferro na liga, que leva ao aumento da fase β , tem um efeito negativo na ductilidade do material. Esse efeito aumenta a tendência à formação de trincas a quente, o que pode restringir o uso de ligas recicladas em componentes estruturais.

A estrutura cristalina da fase β -Al₅FeSi é monocínica, conforme demonstrado por Romming *et al.* (1994) e Hansen *et al.* (1998). A forma da fase β -Al₅FeSi depende das condições de solidificação e do nível de ferro na liga. Quando vista em um plano bidimensional por meio de microscopia ótica ou eletrônica, essa fase tem um aspecto semelhante a agulhas (*Needle-Like*) que podem estar separadas ou conectadas (VASCONCELOS *et al.*, 2021). Na Figura 2.1, é possível identificar estas agulhas tanto separadas como conectadas entre si.

Figura 2.1 - Morfologia agulhada (*Needle-Like*) da fase β -Al₅FeSi (MEV).

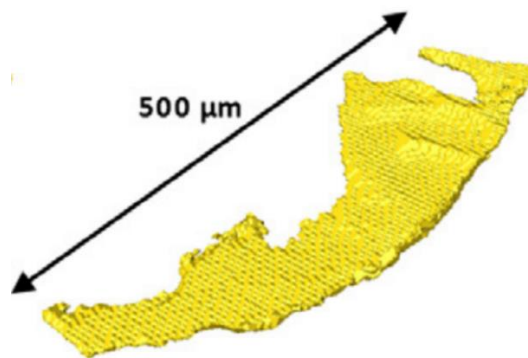


Fonte: Adaptado de VASCONCELOS *et al.* (2021)

Porém, em uma perspectiva tridimensional, essa fase teria um aspecto semelhante a uma plaqueta (*Plate-Like*), com uma espessura muito menor do que o comprimento e a largura (FERDIAN *et al.*, 2015). Dinnis *et al.* (2005) realizaram cortes seriais 2D para construir imagens 3D, sendo os primeiros a mostrar que esses precipitados semelhantes a placas estão interconectados.

Terzi *et al.* (2010) conduziram um estudo no qual fundiram a liga Al-8%Si-4%Cu-0,8%Fe com uma alta porcentagem de ferro em peso. Durante o processo de solidificação observou-se que a fase β -Al₅FeSi começou a se formar a uma temperatura de 583 °C, antes da formação da fase eutética Al-Si, que só ocorreu a 569 °C. Foram realizadas reconstruções tridimensionais da fase β -Al₅FeSi, um dos mapeamentos está ilustrado na Figura 2.2, onde é possível ver o formato de agulha da placa, que aparece no formato de plaquetas.

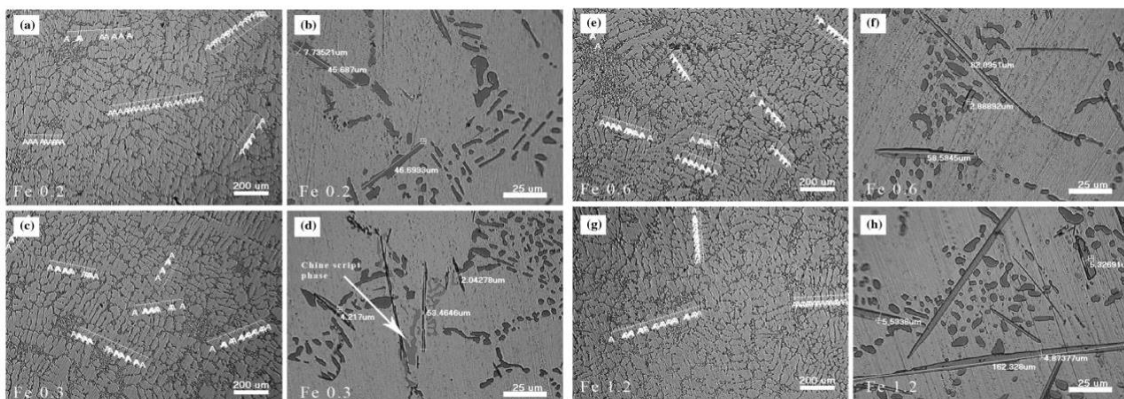
Figura 2.2 - Reconstrução tridimensional da fase β -Al₅FeSi.



Fonte: Adaptado de TERZI *et al.* (2010)

Na pesquisa realizada por Tunçay e Bayoglu (2017), as propriedades microestruturais da liga A356 foram investigadas. A liga foi preparada com diferentes concentrações de ferro, variando de 0,2 a 1,2% em peso. A produção da liga foi realizada através do método convencional de fundição por gravidade em areia. Posteriormente, conduziram análises microestruturais nos exemplares produzidos com diferentes teores de ferro, conforme ilustrado na Figura 2.3.

Figura 2.3 - Microscopia eletrônica de amostras com diferentes teores de ferro.



Fonte: (TUNÇAY E BAYOGLU, 2010)

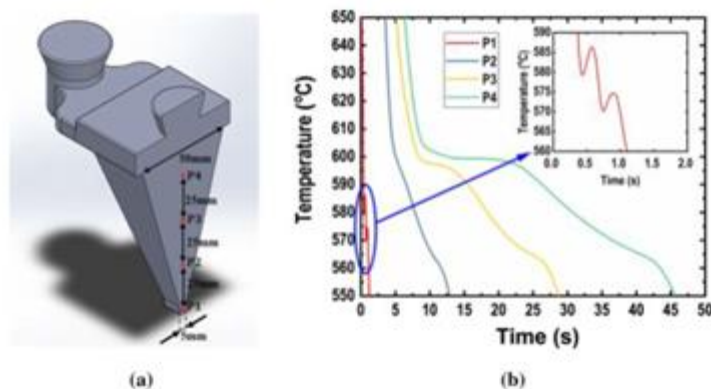
Nos experimentos foram observadas as fases intermetálicas β -Al₅FeSi e α -Al₈Fe₂Si, revelando que tanto o tamanho quanto a geometria dos intermetálicos à base de ferro variam de acordo com a quantidade de ferro presente nas amostras. Nas amostras com 0,2 e 0,3% em peso de ferro, a quantidade, o tamanho e a espessura dos intermetálicos são semelhantes. No entanto, ao comparar essas imagens com as amostras que contêm 0,6 e 1,2% em peso de ferro, observa-se um aumento significativo no comprimento e na espessura das fases ricas em ferro. Dessa forma, a fase β -Al₅FeSi tende a aumentar juntamente com o percentual de ferro.

2.3 Metodologias de Fundição para Obtenção de Diferentes Taxas de Resfriamento

A etapa de fundição é crucial, pois é nesse momento que as contaminações e as mudanças nas taxas de resfriamento ocorrem. A determinação da taxa de resfriamento no processo é geralmente realizada por meio de termopares tipo K, que são conectados a um sistema de aquisição de dados. Isso é evidenciado em vários estudos, incluindo Ferdian *et al.* (2015); Oladapo *et al.* (2019); Vasconcelos *et al.* (2021) e Shen *et al.* (2022).

É relevante destacar a existência de várias metodologias para a execução do processo de fundição e para a modificação das taxas de resfriamento. No estudo realizado por Cinkilic *et al.* (2019), por exemplo, foi empregado alumínio de pureza comercial e algumas ligas principais para a preparação da liga. A fim de provocar uma variação na taxa de resfriamento e, conseqüentemente, elaborar curvas de resfriamento. As ligas fundidas foram derramadas em copos padrão de resfriamento feitos de areia não cozida e equipados com termopares tipo K em quatro canais, conforme demonstrado na Figura 2.4 (a). O uso dos termopares possibilita a elaboração de curvas de resfriamento, como mostrado na Figura 2.4 (b).

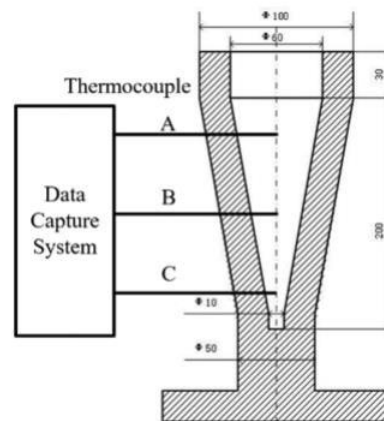
Figura 2.4 - (a) Visão transversal da fundição de cunha e localização dos termopares (b) curvas de resfriamento.



Fonte: (CINKILIC *et al.*, 2019)

Na pesquisa realizada por Wu *et al.* (2018), foi empregada uma metodologia semelhante. A liga de alumínio foi deliberadamente contaminada com uma taxa de ferro de 0,5% em peso, com o intuito de desenvolver grandes intermetálicos. Para variar a taxa de resfriamento, foi utilizado um molde cônico, conforme ilustrado na Figura 2.5. Este molde apresenta uma espessura que varia de 60 mm a 10 mm, permitindo a variação da taxa de resfriamento. Foi empregado termopares, inseridos nas posições A, B e C. As taxas de resfriamento medidas foram de 2 K/s na posição A, 5 K/s na posição B e 20K/s na posição C.

Figura 2.5 - Esquema de molde de grafite em forma de cone.



Fonte: (WU *et al.*, 2018)

Shen *et al.* (2022) prepararam a liga Al-10Si-1,5Fe utilizada em seu estudo a partir de lingotes das ligas Al-12Si e Al-20Fe. Eles empregaram um método distinto para o resfriamento do fundido, no qual diferentes taxas de resfriamento foram alcançadas ajustando a velocidade de um rolo de cobre durante o processo conhecido como fiação do fundido.

Para a produção de amostras com baixa taxa de resfriamento, os lingotes foram refundidos utilizando o método de fundição por indução. Posteriormente, a liga foi derramada em um molde de aço que havia passado por um processo de pré-aquecimento a 200 °C. Esta liga é referida como liga C1.

Quando se deseja obter altas taxas de resfriamento, a fusão da liga foi realizada em um forno de fundição por indução de alta frequência. A liga fundida foi então soprada em um rolo de cobre rotativo a 2000 rpm e 4000 rpm, resultando nas ligas C2 e C3, respectivamente. Este método de resfriamento permite alcançar taxas de resfriamento consideravelmente altas.

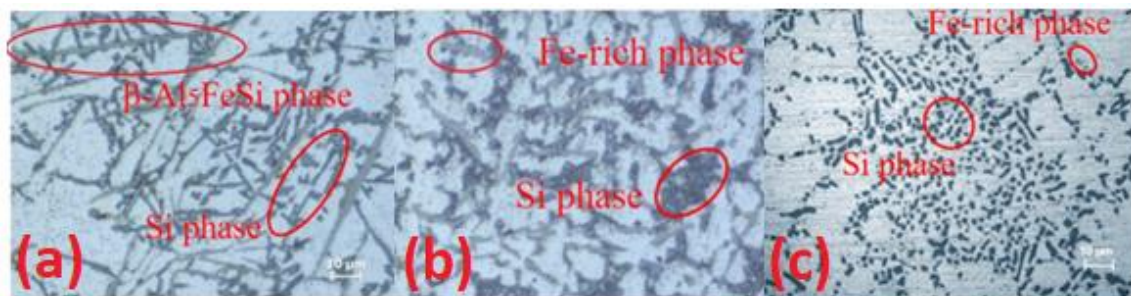
As taxas de resfriamento obtidas para as respectivas ligas foram as seguintes:

- Liga C1: 30 K/s
- Liga C2: $6,7 \times 10^2$ K/s
- Liga C3: $2,4 \times 10^4$ K/s

2.4 Influência da Taxa de Resfriamento na Formação da Fase β -Al₅FeSi

Shen *et al.* (2022) estabeleceram três diferentes taxas de resfriamento para a liga Al-10Si-1,5Fe, sendo elas: 30 K/s, $6,7 \times 10^2$ K/s e $2,4 \times 10^4$ K/s. A conclusão do estudo aponta que a taxa de resfriamento tem um impacto direto na formação de fases intermetálicas. Taxas mais altas foram capazes de diminuir consideravelmente a extensão e a formação da fase β -Al₅FeSi, favorecendo fases como δ -Al₃FeSi₂, que apresenta uma morfologia conhecida como espinha de peixe, o que melhora as propriedades mecânicas do material. A Figura 2.6, incluída no estudo, ilustra as fases identificadas pelos autores.

Figura 2.6 - Metalografia da liga com diferentes taxas de resfriamento. (a) 30 K/s (b) $6,7 \times 10^2$ K/s (c) $2,4 \times 10^4$ K/s.



Fonte: Adaptado de SHEN *et al.* (2022)

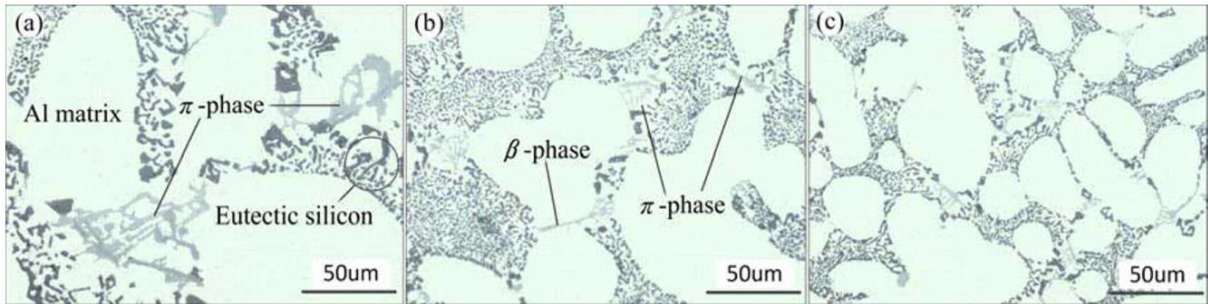
Os efeitos da taxa de resfriamento na formação da β -Al₅FeSi também foram analisados por Seifeddine *et al.* (2010). Os efeitos foram examinados com foco na influência do teor de manganês e da taxa de resfriamento em uma liga de Al-9% que continha 0,3% de ferro.

Análises metalográficas foram realizadas, revelando que na ausência de Mn, os únicos intermetálicos ricos em ferro identificados em Al-9%Si-0,3%Fe são os intermetálicos aciculares β -Al₅FeSi, além de algumas morfologias que se assemelham a caracteres chineses. Foi observado também que em condições de taxas de resfriamento mais elevadas, essas fases parecem ser suprimidas, sendo detectadas apenas fases muito pequenas.

Chen *et al.* (2014) também oferece importante contribuição, pois desenvolve análises que buscam estudar os efeitos da taxa de resfriamento nos parâmetros de solidificação e

microestrutura da liga Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe em relação as fases contendo Fe. Os autores realizaram experimentos com três taxas de resfriamento distintas, 0,19; 0,65 e 6,25 °C/s, e observaram as características microestruturais das amostras por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens obtidas estão ilustradas na Figura 2.7.

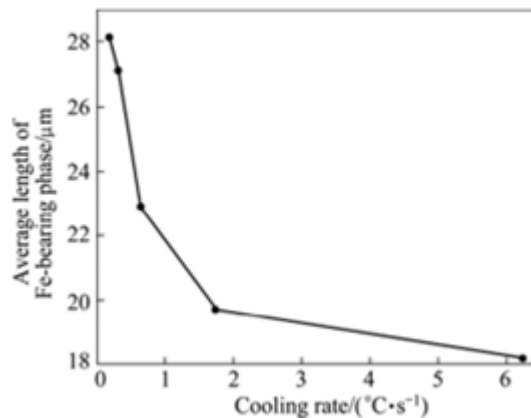
Figura 2.7 - Tamanho e distribuição das fases contendo Fe em diferentes taxas de resfriamento: (a) 0,19 °C/s; (b) 0,65 °C/s; (c) 6,25 °C/s.



Fonte: (CHEN *et al.*, 2013)

Os autores observaram que a taxa de resfriamento influencia o tamanho e a morfologia das partículas intermetálicas formadas na liga de alumínio. Eles verificaram que, quanto maior a taxa de resfriamento, menor o tempo disponível para o crescimento e a coalescência dessas partículas, resultando em uma microestrutura mais refinada e homogênea. Conforme ilustrado no gráfico da Figura 2.8, o comprimento médio das fases intermetálicas passou de 28 μm para uma taxa de resfriamento de 0,19 °C/s, para 18 μm para uma taxa de resfriamento de 6,25 °C/s, evidenciando o efeito do resfriamento na redução das dimensões das partículas.

Figura 2.8 - Comprimento médio das fases contendo Fe em diferentes taxas de resfriamento.



Fonte: (CHEN *et al.*, 2013)

2.5 Microscopia Eletrônica de Varredura

A identificação de fases intermetálicas em ligas de alumínio é feita, na maioria dos trabalhos técnicos e científicos, pela sua morfologia. A fase β -Al₅FeSi, por exemplo, tem uma morfologia semelhante a uma agulha em cortes metalográficos bidimensionais. A técnica mais utilizada para observar essa morfologia é a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) associada à Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) (SHEN *et al.*, 2022; FERDIAN *et al.*, 2015; OLADAPO *et al.*, 2019; VASCONCELOS *et al.*, 2021).

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) é uma técnica que utiliza um feixe de elétrons como fonte de iluminação para obter imagens de alta resolução da superfície de objetos sólidos. Essa técnica supera o problema de resolução dos microscópios ópticos convencionais, que usam fótons de luz branca. O MEV é um dos instrumentos mais versáteis para a observação e análise de características microestruturais, pois permite visualizar detalhes da morfologia, da textura e da composição das amostras (NAGATANI *et al.*, 1987).

O funcionamento de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) baseia-se no uso de um feixe de elétrons de pequeno diâmetro que incide sobre a superfície da amostra, percorrendo-a ponto a ponto em linhas sucessivas. O sinal do detector é transmitido a uma tela catódica que reproduz a imagem da superfície da amostra, sincronizada com o feixe incidente. Um sistema de bobina de deflexão permite guiar o feixe de elétrons para varrer a superfície da amostra em uma malha retangular. A imagem é formada pela interação do feixe de elétrons com a superfície da amostra, que gera elétrons e fótons secundários que são capturados por detectores adequados e convertidos em um sinal de vídeo (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

A acoplagem do sistema de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) permite determinar a composição química qualitativa e semi-quantitativa das amostras, baseada na emissão de raios X característicos dos elementos presentes na superfície analisada. A utilização do MEV/EDS apresenta vantagens como a rapidez e a facilidade na preparação das amostras, que varia conforme o objetivo da pesquisa. As amostras de minerais devem ter as características morfológicas ou inclusões de interesse expostas na superfície, para que possam interagir com o feixe de elétrons. As amostras podem ser brutas, polidas ou lapidadas, dependendo do nível de detalhamento desejado (DUARTE *et al.*, 2003).

2.6 Planejamento de Experimentos e ANOVA

Um experimento consiste em um ou mais testes, nos quais se alteram intencionalmente as variáveis de entrada de um sistema ou processo, a fim de observar e identificar as causas das mudanças que ocorrem na variável resposta (MONTGOMERY, 2009).

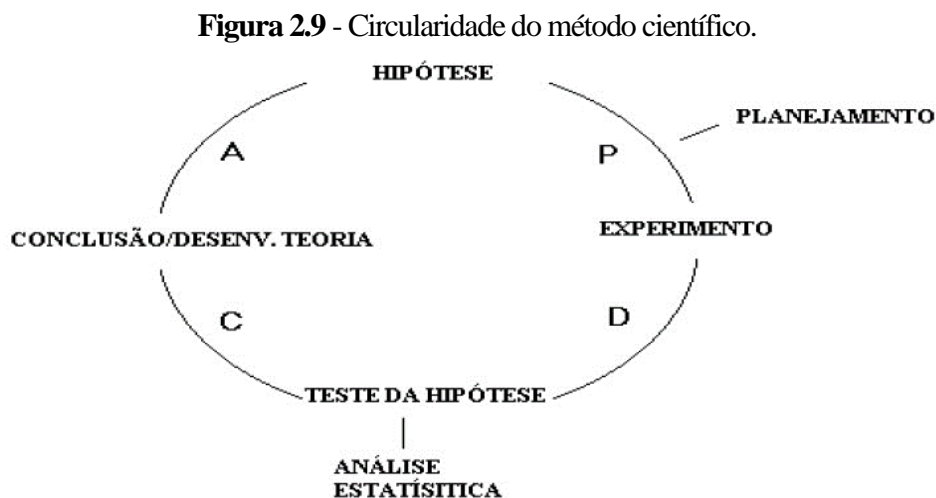
Um problema experimental envolve dois aspectos: o planejamento do experimento e a análise estatística dos dados. Esses aspectos estão relacionados, pois o tipo de análise depende do planejamento utilizado (ELIAS, 2014).

De acordo com DOS ANJOS (2005), o Planejamento de Experimentos (DOE – Design of Experiments) segue o princípio da circularidade do método científico, mostrado na Figura 2.9.

Todo experimento deve partir de uma hipótese, ou seja, é necessário ter os objetivos do experimento bem claros. Quando isso não ocorre, muitas vezes, os experimentos não são conclusivos e não geram informações úteis.

A partir de uma hipótese, ela pode ser testada por meio de um experimento. No planejamento, são definidas as variáveis, respostas, as unidades de medida etc. Um experimento mal planejado pode levar à invalidade das informações coletadas e, conseqüentemente, das conclusões, além do desperdício de recursos.

Depois de obter os dados, pode-se usar um Teste de Hipótese. Nessa etapa, faz-se a análise estatística dos dados. Após testar a hipótese, o pesquisador interpreta o resultado, fazendo inferências sobre os dados. A partir disso, pode-se optar por elaborar uma teoria (conclusões) ou por um novo experimento, fechando o ciclo.



Fonte: (DOS ANJOS,2005)

Nos últimos anos, o uso de Softwares para auxiliar processos de pesquisa, cresceu consideravelmente. Este fenômeno pode ser creditado, possivelmente, à popularização de programas computacionais que facilitam a aplicação de procedimentos estatísticos em uma pesquisa, uma vez que a agilidade e a precisão obtidas a partir desses programas diminuem o desgaste do pesquisador na aplicação desses modelos (PRADO, 2005).

Um Software de muita importância no cenário, é o Sisvar®, um Software de análise estatística que teve seu desenvolvimento iniciado em 1994 e sua primeira versão lançada em 1996. Ele foi criado com o Borland Turbo Pascal 3.0 e programado na linguagem Pascal, utilizando recursos específicos dessa linguagem para o gerenciamento do banco de dados. Os resultados eram apresentados em um editor semelhante ao bloco de notas. O software teve dois objetivos principais: o primeiro foi oferecer uma ferramenta prática para o ensino de projeto e análise de experimentos na Universidade Federal de Lavras (UFLA), visando facilitar o aprendizado dos alunos que não tinham afinidade com estatística; o segundo foi desenvolver um Software livre, de origem brasileira, que atendesse às necessidades e particularidades dos pesquisadores nacionais. A versão atual do Sisvar® é a 5.7, tendo a análise de variância (ANOVA) como seu principal módulo (FERREIRA, 2019).

A análise de variância (ANOVA) é método estatístico que verifica se há diferença significativa entre as médias de grupos de dados. Martins (2008) a definiu como um método capaz de verificar se um determinado fator, no caso uma variável independente, produziria alguma influência sobre alguma variável de interesse. A ANOVA ainda possibilita identificar possíveis diferenças entre médias populacionais devido a algumas variáveis que atuam simultaneamente sobre os elementos da população.

Na aplicação da ANOVA, pode ser utilizado o teste de Scott-Knott, que é um algoritmo de agrupamento hierárquico usado como uma ferramenta exploratória de análise de dados. Ele foi projetado para ajudar os pesquisadores que trabalham com ANOVA, em que a comparação de médias de tratamentos é um passo importante para encontrar grupos homogêneos distintos, sem qualquer sobreposição (JELIHOVSCHI; FARIA; ALLAMAN, 2014).

Antes de aplicar-se qualquer teste é necessário que se formule uma hipótese, que são suposições sobre parâmetros de uma população. Por exemplo, em uma análise de variância, uma das hipóteses é que os tratamentos que estão sendo estudados na análise fazem parte de uma mesma população. Assim, o teste de hipótese é utilizado para verificar se estes tratamentos pertencem à mesma população (DOS ANJOS, 2005).

Existem dois tipos de hipóteses: H_0 , chamada de hipótese nula, que afirma que não há efeito do tratamento ou que a diferença entre os tratamentos é insignificante; e H_1 , chamada de hipótese alternativa (não nula), que afirma que há efeito do tratamento ou que a diferença entre os tratamentos é significativa.

3. ARTIGO

ARTIGO 1 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO E TEOR DE FERRO NA FASE INTERMETÁLICA β -Al₅FeSi EM LIGA DE ALUMÍNIO A356 CONTAMINADA POR FERRO

Hugo Dinalli Ribeiro¹

¹Universidade Federal de Lavras, Trevo Rotatório Professor Edmir Sá Santos

Universidade Federal de Lavras, Lavras – MG, 37203-202

RESUMO

Este estudo teve como objetivo avaliar a influência do teor de ferro e as taxas de resfriamento no comprimento da fase β -Al₅FeSi na liga A356. Para tanto, uma liga secundária de alumínio A356 foi refundida com três condições diferentes de contaminação (0,2%, 1% e 3% de peso em ferro) e duas condições de solidificação em molde metálico (em temperatura ambiente e pré-aquecido a 200°C). As amostras foram retiradas de diferentes posições dos corpos de prova produzidos e caracterizadas através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e mapeamento EDS. Os intermetálicos β -Al₅FeSi identificados foram medidos com o software ImageJ®. Análises estatísticas foram realizadas no software Sisvar®, com o objetivo de correlacionar as medições com os teores de ferro e as taxas de resfriamento utilizadas. Além disso, foi possível analisar a influência estatística da posição da amostra no corpo de prova e da posição radial de caracterização da amostra no comprimento da fase β -Al₅FeSi. Os resultados indicaram que o aumento do teor de ferro favoreceu o desenvolvimento do intermetálico β -Al₅FeSi, enquanto a taxa de resfriamento não influenciou significativamente a morfologia e o comprimento da fase. A posição radial das amostras influenciou o comprimento da fase β -Al₅FeSi, sendo que a região externa apresentou fases menores. A posição longitudinal também apresentou influência na formação da fase intermetálica β -Al₅FeSi, porém sem um padrão definido.

Palavras-chave: Fundição, Comprimento, Caracterização, Amostras, Reciclagem.

3.1 INTRODUÇÃO

As ligas binárias Al-Si são notáveis por sua ampla variedade de propriedades físicas e mecânicas, que são influenciadas pela microestrutura e pelo conteúdo de silício (SILVA JUNIOR, 2008). Uma das ligas Al-Si mais empregadas é a A356. Esta é utilizada na fabricação de peças que exigem elevada resistência mecânica e tenacidade à fratura, como rodas de liga leve, componentes automotivos, aeroespaciais e estruturais, entre outros (CRIADO; MARTINÉZ; CALABRÉS, 2003; LEE, 2007; PARREIRAS, 2014).

Portando, as ligas de alumínio apresentam um problema, a sua extração por meio do processo de eletrólise requer uma grande quantidade de energia, o que a torna altamente ineficiente em termos econômicos e ambientais, consumindo aproximadamente 45 kWh/kg. Por outro lado, a produção secundária (reciclagem), é muito mais eficiente em termos energéticos, consumindo apenas cerca de 2,8 kWh/kg (DAS; GREEN; KAUFMAN, 2007; YANG; JI; FAN, 2015).

No entanto, as ligas secundárias tendem a apresentar níveis mais altos de ferro em comparação com as ligas primárias, devido ao processo de reciclagem. Essa contaminação ocorre principalmente devido ao cadinho usado no processo de fundição ou aos resíduos presentes na sucata.

A existência de pequenas quantidades de ferro pode resultar na formação de placas intermetálicas ricas em ferro. A fase β -Al₅FeSi é uma das fases intermetálicas que se formam durante o processo de solidificação de Al-Si, sendo uma das primeiras a se precipitar. Essa fase afeta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, pois pode criar pontos de concentração de tensões e facilitar o surgimento de trincas (TERZI *et al.*, 2010).

A forma da fase β -Al₅FeSi depende das condições de solidificação e do nível de ferro na liga. Quando vista em um plano bidimensional por meio de microscopia ótica ou eletrônica, essa fase tem um aspecto semelhante a agulhas (*Needle-Like*) que podem estar separadas ou conectadas (VASCONSELOS *et al.*, 2021)

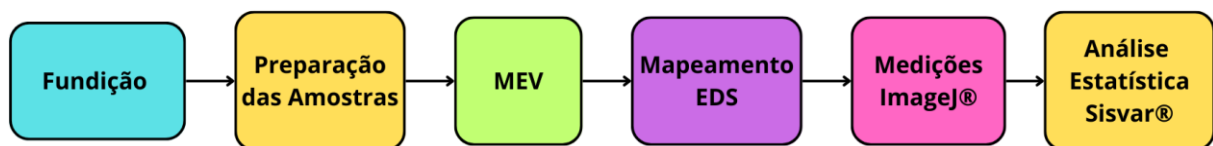
Com o aumento da demanda pelo alumínio, e a ineficiência econômica de sua produção primária, devido ao alto consumo de energia e aos impactos ambientais, é necessário desenvolver cada vez mais pesquisas que possibilitem determinar e caracterizar as fases formadas pelo ferro, para dessa maneira, encontrar soluções que minimizem os efeitos negativos e possibilitem a utilização de ligas contaminadas. Desta forma, este trabalho motiva-

se a avaliar a influência do teor de ferro e as taxas de resfriamento no comprimento da fase intermetálica β -Al₅FeSi na liga A356.

3.2 MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo foi realizado no Departamento de Engenharia e no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Análise Ultraestrutural, ambos na Universidade Federal de Lavras (UFLA), em Lavras, Minas Gerais, de janeiro de 2022 a novembro de 2023. O processo de pesquisa envolveu a fundição da liga A356 com diferentes teores de ferro e taxas de resfriamento, seguida pela preparação das amostras. A caracterização das amostras foi realizada através de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e mapeamento EDS, e os intermetálicos β -Al₅FeSi identificados foram medidos com o software ImageJ®. Por fim, estudos estatísticos foram realizados no software Sisvar®. Para essa análise, foi utilizado o Delineamento Inteiramente Casualizado (DIC), considerando dois níveis de contaminação do material por ferro, visto que as amostras sem contaminação (0,2% em peso de Fe) não apresentaram intermetálicos β -Al₅FeSi, dois níveis de condição de resfriamento, quatro níveis de posição radial de caracterização das amostras e três níveis de posições longitudinais das amostras nos corpos de prova produzidos. O fluxograma detalhado da pesquisa pode ser encontrado na Figura 3.1.

Figura 3.1 - Fluxograma das etapas realizadas.



Fonte: Autor (2023)

3.2.1 Fundição

As amostras da liga de alumínio A356 recebidas para realização do experimento, cuja composição química é especificada na Tabela 3.1, foram fundidas no Laboratório de Processos de Materiais, localizado no Departamento de Engenharia.

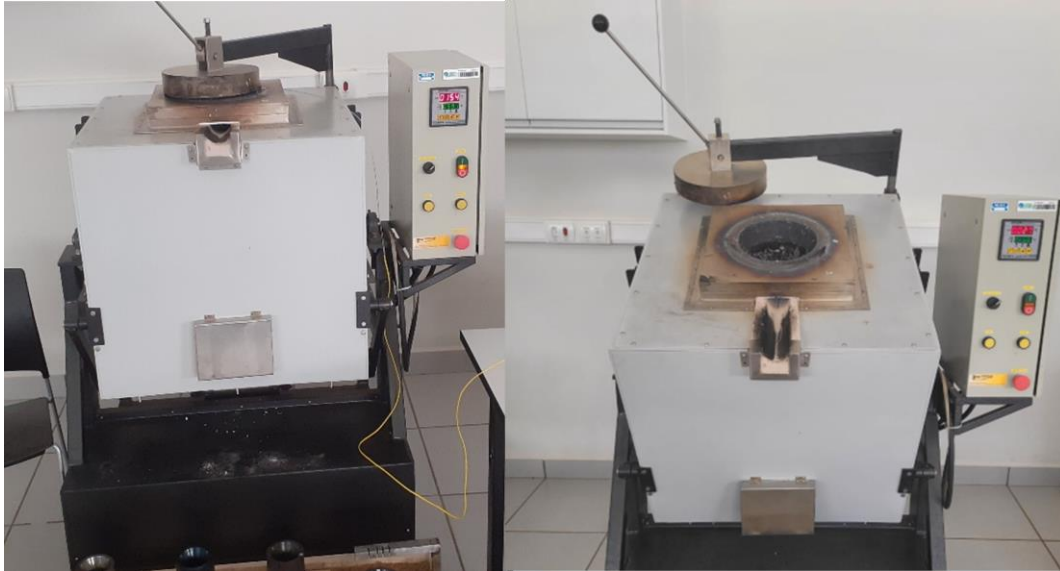
Tabela 3.1 - Composição química da liga A356 utilizada para fundição

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
A356	7,24	0,199	0,045	0,034	0,31	0,1	0,1	0,143

Fonte: Autor (2023)

Para realizar a fundição da liga de alumínio foi utilizado um forno poço basculante, de resistência elétrica para materiais não ferrosos, modelo POB 1300/7, Figura 3.2.

Figura 3.2 - Forno modelo POB 1300/7.



Fonte: Autor (2023)

O forno utilizado no processo é fabricado pela empresa FORTELAB, projetado especificamente para a fundição de materiais não ferrosos, como Alumínio, Chumbo e Magnésio. Este equipamento se enquadra na categoria de fornos resistivos. A temperatura máxima que pode ser atingida pelo equipamento é de 1300°C. Segundo o fabricante, o forno possui capacidade para fundir até 16 kg de alumínio, utilizando um cadinho A50.

A liga A356 foi aquecida a uma temperatura de 780° C, que está dentro dos limites estabelecidos pela ASM (2004) e é um valor comumente utilizado na literatura (XIAOCHUN; YANG; WEISS, 2013; LIU *et al.*, 2014; BAKKE *et al.*, 2021; NITHESH *et al.*, 2023). O aquecimento foi realizado com uma rampa de aquecimento de 10 °C por segundo.

Os corpos de prova foram produzidos utilizando a liga A356 recebida, sendo contaminada por ferro, com taxas de 0,2% em peso (como a liga é recebida), 1% em peso e 3% em peso. A contaminação foi realizada utilizando pó de ferro de alta pureza (99,2%). Na pesquisa realizada por Tunçay e Bayoglu (2017), a liga foi preparada com concentrações de ferro variando de 0,2 a 1,2% em peso. No entanto, neste estudo, optou-se por extrapolar esse valor para obter resultados mais satisfatórios e visíveis.

A liga A356 fundida será vertida em moldes metálicos feitos de aço SAE 1020, Figura 3.3. Para facilitar a extração do corpo de prova, o molde foi projetado com formato cônico, começando com um diâmetro interno de 55 mm.

Figura 3.3 - Molde metálico utilizado, em aço SAE 1020.



Fonte: Autor (2023)

Após a liga atingir a temperatura estipulada de 780°C, a mesma foi mantida nessa condição térmica por um período de 30 minutos antes de ser submetida ao processo de vazamento. Este procedimento foi executado de forma manual e controlada, com o objetivo de prevenir a ocorrência de turbulências, conforme ilustrado na Figura 3.4. A manutenção da altura e velocidade durante todo o processo foi rigorosamente observada. Para a realização do vazamento, utilizou-se um recipiente metálico com capacidade volumétrica suficiente para preencher o molde em uma única etapa, evitando assim a possibilidade de descontinuidades.

Figura 3.4 - Vazamento da liga A356 fundida.



Fonte: Autor (2023)

Para obter taxas de resfriamento diferentes, a fundição foi dividida em dois grupos distintos. O primeiro grupo teve os corpos fundidos em moldes à temperatura ambiente. O segundo grupo teve os corpos fundidos em moldes pré-aquecidos a 200°C.

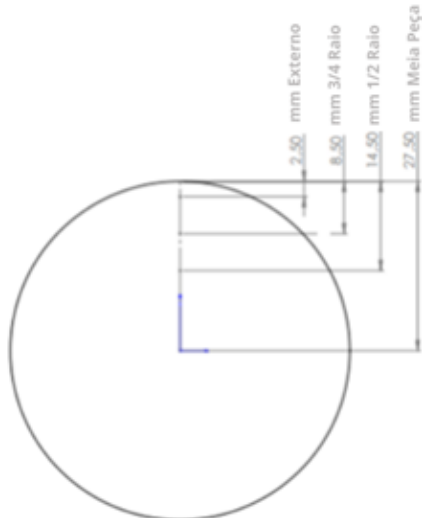
O pré-aquecimento dos moldes foi realizado utilizando um forno modelo Mufla, da marca JUNG, Figura 3.5, também localizado no Laboratório de Processos de Materiais no Departamento de Engenharia. Para controlar as taxas de resfriamento, foram utilizados quatro termopares tipo K mergulhados a 35 cm da base do molde durante a fundição de ambos os grupos. Devido a variação radial na taxa de resfriamento, os termopares foram estrategicamente fixados nas posições externas, $\frac{3}{4}$ do raio, $\frac{1}{2}$ do raio e no centro do corpo, Figura 3.6.

Figura 3.5 - Forno modelo MUFLA.



Fonte: Autor (2023)

Figura 3.6 - Disposição dos termopares no corpo de prova.



Fonte: Autor (2023)

Em resumo, para a pesquisa em questão, foram fabricados um total de 6 corpos de prova, um deles está ilustrado na Figura 3.7. Três desses corpos de prova foram produzidos utilizando alumínio secundário contaminado por ferro, com concentrações de 0,2% em peso, 1% em peso e 3% em peso respectivamente, e foram fundidos à temperatura ambiente. Os outros três corpos de prova também foram produzidos utilizando alumínio secundário contaminado por ferro, com as mesmas concentrações de 0,2% em peso, 1% em peso e 3% em peso respectivamente, mas foram fundidos em condições de pré-aquecimento a 200°C.

Figura 3.7 - Exemplo de corpo de prova fabricado sem adição de ferro.

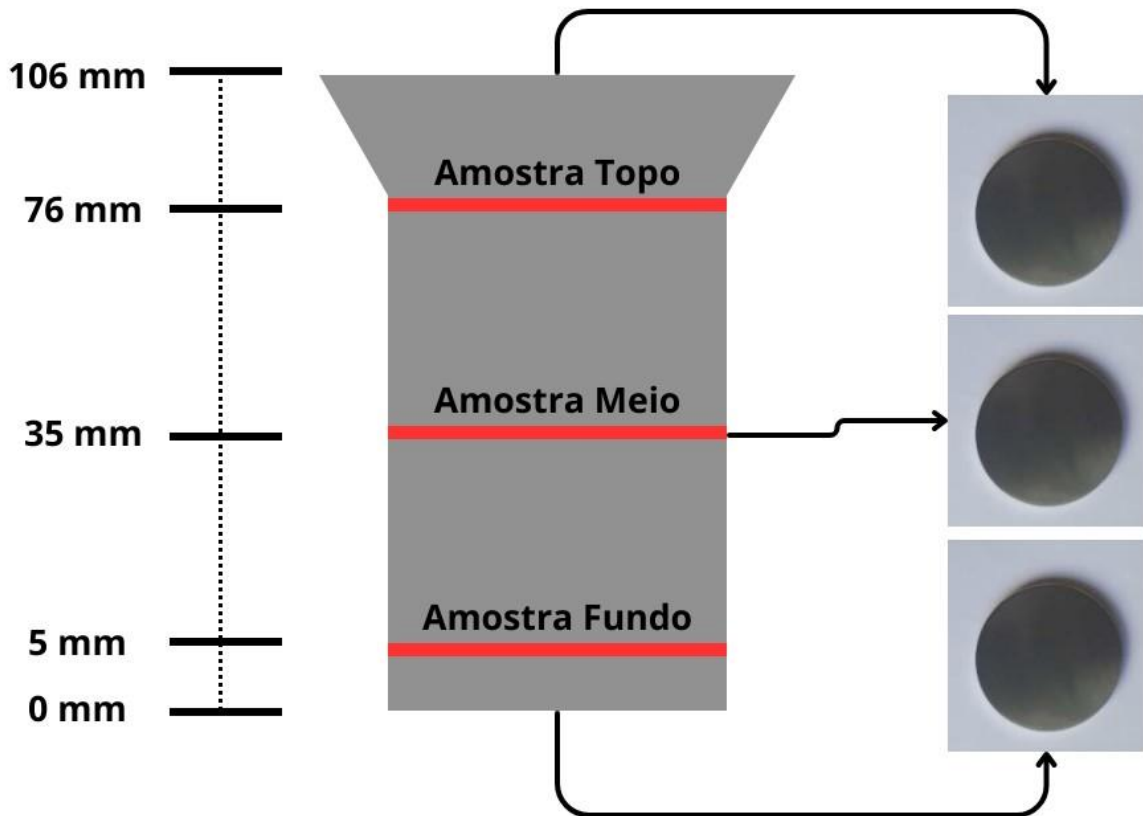


Fonte: Autor (2023)

3.2.2 Preparação das Amostras

Para cada corpo de prova fundido, foram produzidas 3 amostras para a caracterização do produto. Essas amostras foram retiradas de diferentes partes do corpo de prova: do topo, do meio e do fundo, conforme exemplificado na Figura 3.8.

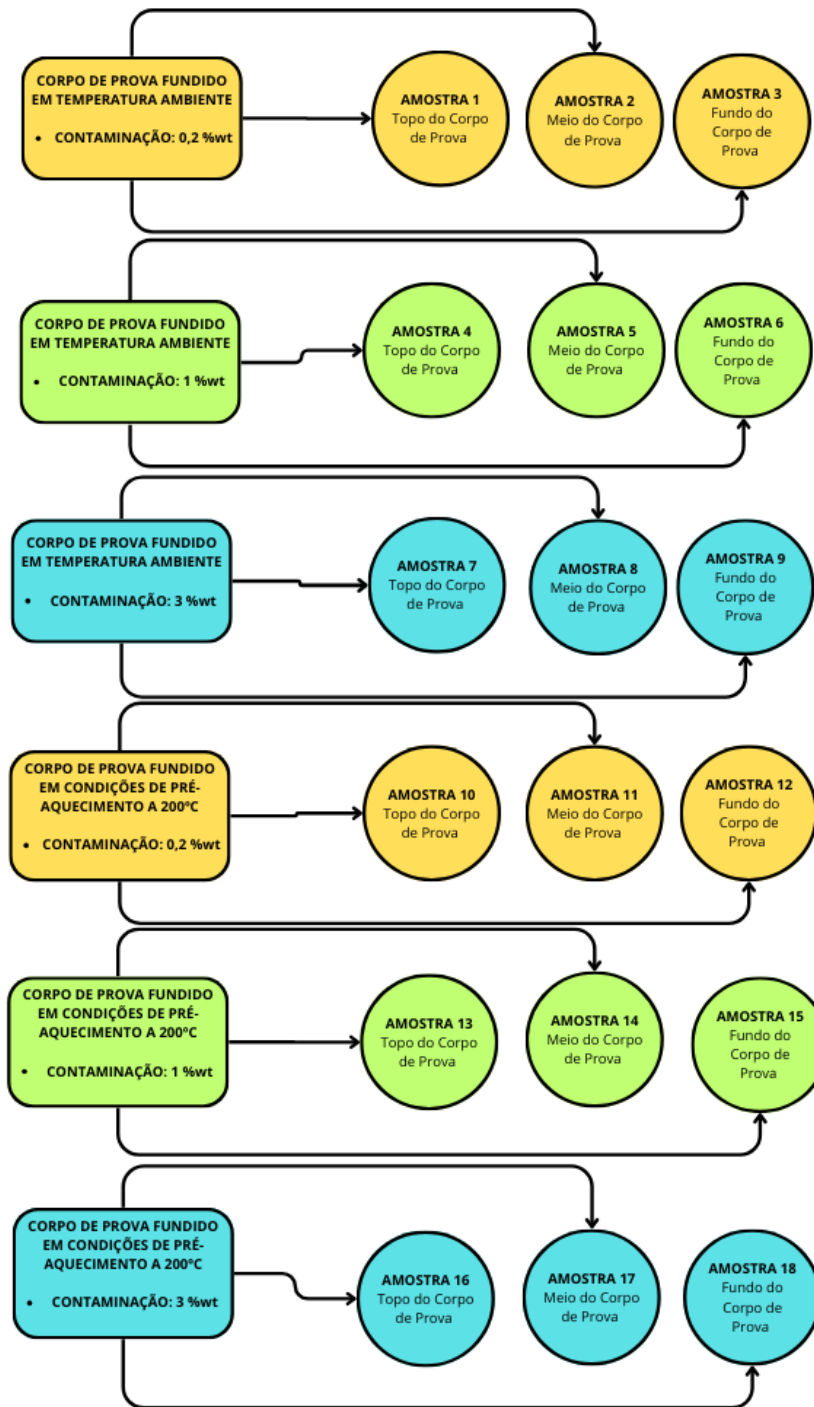
Figura 3.8 - Exemplificação da produção das amostras.



Fonte: Autor (2023)

No total, foram produzidas 18 amostras com características distintas em termos de localização no corpo de prova, contaminação por ferro e taxas de resfriamento. Essas variações estão ilustradas no fluxograma apresentado na Figura 3.9.

Figura 3.9 - Fluxograma de produção das amostras.



Fonte: Autor (2023)

As amostras passaram por um processo de lixamento padrão para prepará-las para análises metalográficas. O lixamento foi realizado utilizando lixas de grãos 220, 400, 600, 800, 1200 e 2000, respectivamente. O objetivo era obter uma superfície ideal para análise. Para o lixamento, foi utilizada uma lixadeira e politriz modelo PLF, Figura 3.10, localizada no Laboratório de Processos de Materiais no Departamento de Engenharia

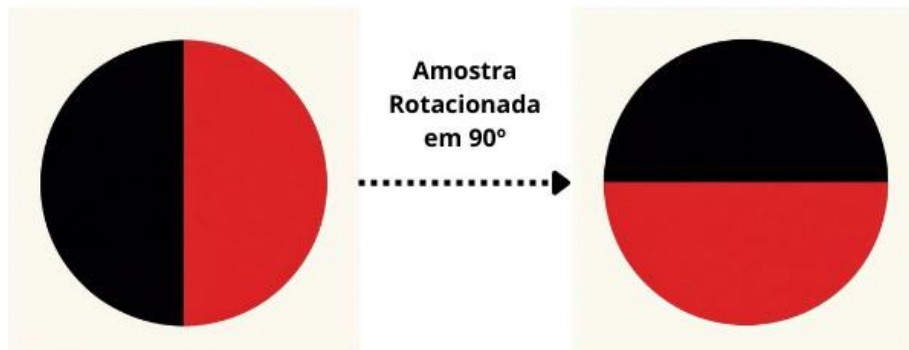
Figura 3.10 - Lixadeira e politriz modelo PLF.



Fonte: Autor (2023)

A cada troca de lixa, é imprescindível a limpeza completa do equipamento para eliminar qualquer grão remanescente que possa interferir na próxima lixa. Adicionalmente, a posição de lixamento é rotacionada em 90° a cada substituição de lixa, procedimento ilustrado na Figura 3.11. Isso permite uma avaliação mais precisa do progresso do lixamento, quando todas as marcas da lixa anterior desaparecem, isso indica que a superfície foi adequadamente lixada e que é possível avançar para a próxima lixa. Este procedimento assegura um acabamento de superfície ideal para análises subsequentes.

Figura 3.11 - Método de lixamento.

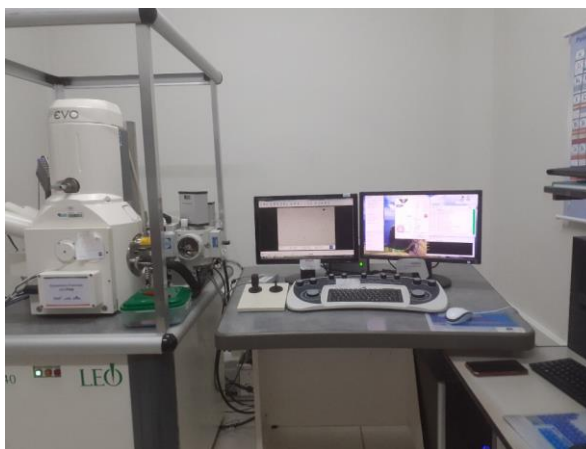


Fonte: Autor (2023)

3.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura MEV e Mapeamento EDS

Com as amostras já preparadas para análises metalográficas, realizou-se a caracterização das amostras. Para isso, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura LEO EVO 40 XPV, da fabricante ZEISS, acoplado a um EDS (quantax) ilustrado na Figura 3.12 e localizado no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Análise Ultraestrutura, no Departamento de Fitopatologia. Este equipamento permite a captura de imagens do intermetálico β -Al₅FeSi desenvolvido sob diferentes condições de produção.

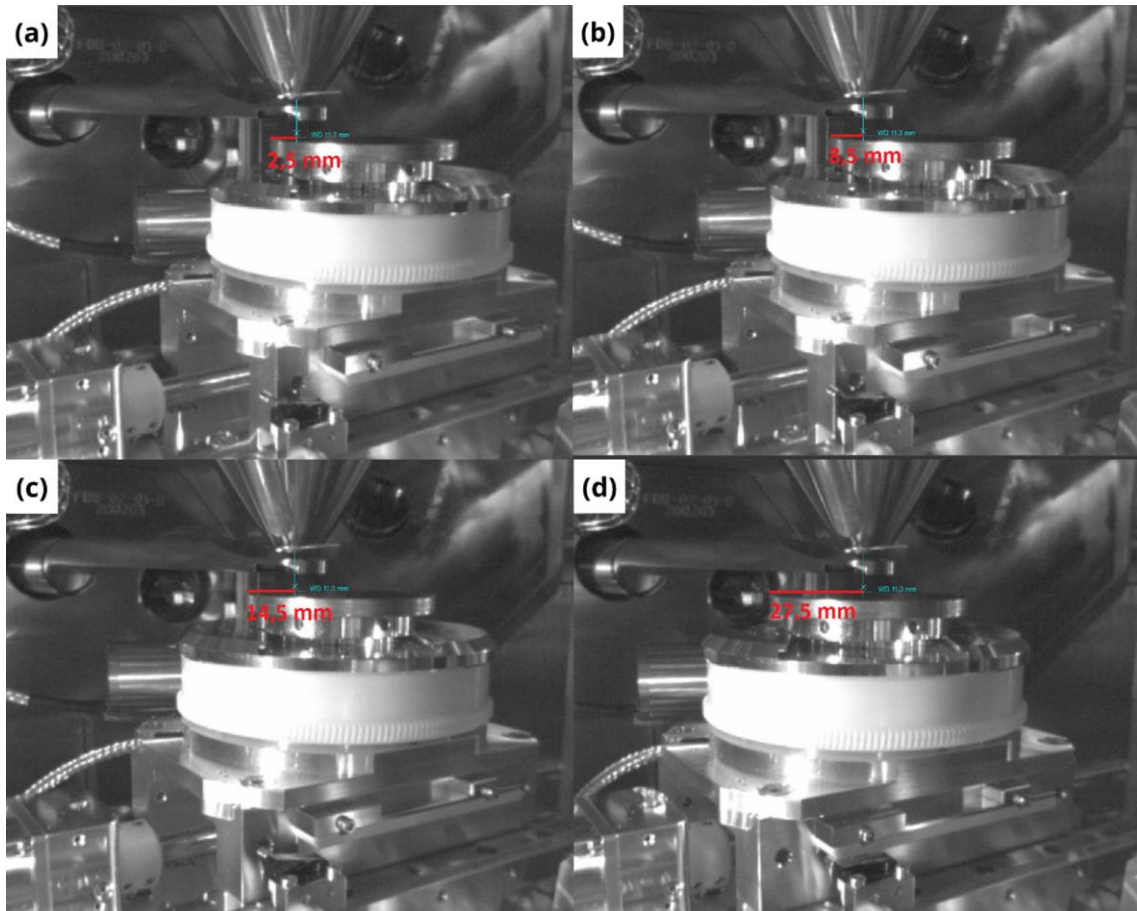
Figura 3.12 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).



Fonte: Autor (2023)

Após a calibragem padrão do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), um ponto de início para as análises foi marcado na circunferência das amostras. A partir deste ponto, as regiões a serem estudadas foram variadas de acordo com as medidas utilizadas para a disposição dos termopares, como mostrado na Figura 3.13. Cada região foi investigada com ampliações que melhor se adequavam às necessidades de medição. Por exemplo, amostras que apresentavam intermetálicos β -Al₅FeSi maiores foram caracterizadas com ampliações menores em relação às amostras com intermetálicos menores. Vale ressaltar, que as amostras retiradas do meio dos corpos de prova, exemplificadas na Figura 3.8 e 3.9 passaram pelo processo de mapeamento EDS, considerando o ferro na cor vermelha, o alumínio na cor azul (Sky Blue) e o silício na cor amarela. Com o mapeamento, é possível visualizar melhor os elementos na liga e suas morfologias, entendendo melhor a distribuição espacial dos elementos nas amostras.

Figura 3.13 - Regiões de Investigação das amostras no MEV (a) Externo – 2,5 mm (b) $\frac{3}{4}$ de raio – 8,5 mm (c) $\frac{1}{2}$ raio – 14,5 mm (d) meia peça – 27,5 mm.



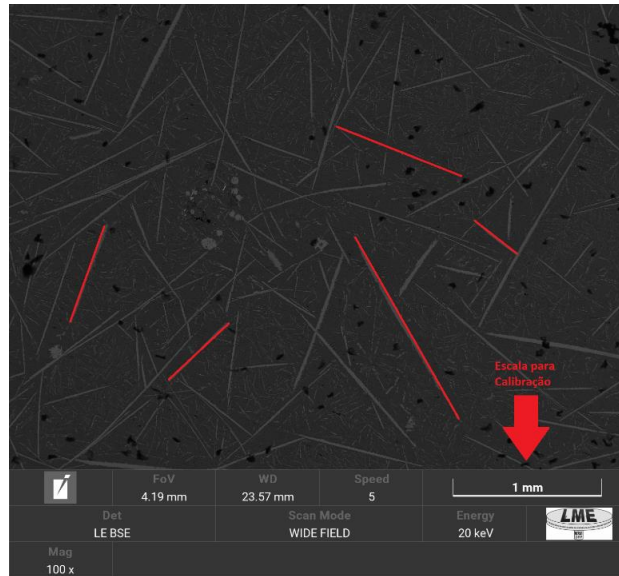
Fonte: Autor (2023)

3.2.4 Medição dos Intermetálicos β -Al₅FeSi – ImageJ®

Para avaliar o comprimento médio da fase *needle-like*, foram realizadas cinco medições aleatórias dos comprimentos das fases ricas em ferro encontradas nas imagens produzidas por meio de microscopia eletrônica de varredura, utilizando o software ImageJ®.

A utilização de imagens com escala obtidas através do MEV, permitiu a calibração do software ImageJ® para a realização de medições, como exemplificado na Figura 3.14. Importante salientar, que todos os valores medidos foram anotados em uma planilha eletrônica para posteriormente passar por análises no Sisvar®.

Figura 3.14 - Exemplo de medição utilizando o Software ImageJ®.



Fonte: Autor (2023)

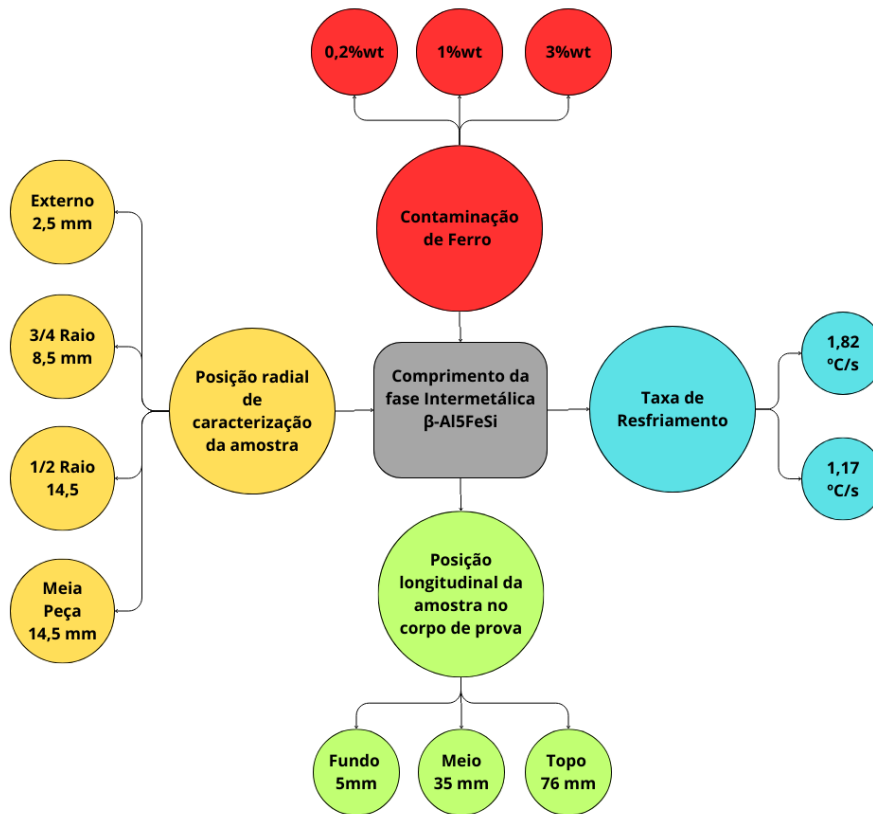
3.2.5 Análise Estatística – Sisvar®

Para correlacionar as medições dos intermetálicos com as contaminações de ferro, taxas de resfriamento e suas posições longitudinais e radiais empregou-se o software Sisvar®, uma ferramenta de análise estatística e planejamento de experimentos.

A análise estatística conduzida no Sisvar® correlaciona as medições das fases intermetálicas β -Al₅FeSi levando em consideração quatro fatores, que são: a contaminação por ferro, a taxa de resfriamento, a posição longitudinal da amostra no corpo de prova e a posição radial de caracterização da amostra em microscópio eletrônico de varredura. Todos esses aspectos estão exemplificados na Figura 3.15.

Foi utilizando um nível de significância de 5%, valor comumente adotado em trabalhos de engenharia. As hipóteses nulas (H0) e não nula (H1) foram utilizadas para a resolução do problema em questão. Verificando-se que, se o resultado de P_{valor} obtido for superior a 0,05, então H0 deve ser aceita, isto é, a variável em estudo não é significativa. Por outro lado, se o resultado de P_{valor} for menor do que 0,05, rejeita-se H0 e aceita-se H1, indicando a relevância da variável para o processo em análise.

Figura 3.15 - Fatores de influência no comprimento da fase β -Al₅FeSi.



Fonte: Autor (2023)

3.3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.3.1 Fundição

A produção de corpos de prova através da fundição de alumínio A356 contaminado por ferro resultou em seis amostras no total, sendo três destas fundidas em temperatura ambiente, com concentração de 0,2% em peso, 1% em peso e 3% em peso de ferro respectivamente, e as outras três com as mesmas contaminações, porém fundidas em moldes pré-aquecido a 200°C, uma maneira de diminuir a taxa de resfriamento.

3.3.2 Taxa de Resfriamento

As taxas de resfriamento obtidas pelos quatro termopares tipo K, localizados nas posições externa, 3/4 do raio, 1/2 do raio e central dos corpos de prova, conforme ilustrado na Figura 3.6, estão listadas na Tabela 3.2.

Observa-se que os valores das taxas de resfriamento das regiões externas, situada a 2,5 mm do perímetro do corpo de prova, se diferenciam significativamente dos demais, tanto para a liga fundida em temperatura ambiente quanto para a liga fundida em molde pré-aquecido a

200°C. Portanto, esses valores foram desconsiderados para calcular a média da taxa de resfriamento dos fundidos nas duas condições, resultando em uma taxa de resfriamento de 1,82 °C/s para o molde em temperatura ambiente e 1,17 °C/s para o molde pré-aquecido a 200°C.

Tabela 3.2 - Taxas de Resfriamento do Processo de Fundição.

	Fundição em Temperatura Ambiente (°C/s)	Fundição em Molde Pré-Aquecido (°C/s)
Externo	6	7,09
3/4 Raio	2,05	1,26
1/2 Raio	1,69	1,09
Centro	1,71	1,18

Fonte: Autor (2023)

3.3.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

A Figura 3.16 mostra o mapeamento EDS de microscopia eletrônica de varredura de amostras contaminadas com diferentes porcentagens em peso de ferro, resfriadas a uma taxa de resfriamento de 1,82 °C/s, correspondente à condição de temperatura ambiente. Nessa figura, é possível observar a influência do ferro na formação e na distribuição dos intermetálicos na matriz do alumínio.

Na Figura 3.16 (a), referente à amostra sem contaminação por ferro, com 0,2% em peso de Fe, não se verifica a presença de intermetálicos com morfologias típicas da fase β -Al₅FeSi. Apenas se identificam precipitados intermetálicos de Si-eutético e Al-Fe-Si, com uma morfologia mais compacta e menos nociva.

Já na Figura 3.16 (b), correspondente à amostra contaminada com 1% em peso de Fe, observa-se a formação da fase β -Al₅FeSi, ainda que em pequena extensão, mas em quantidade significativa. Essa fase se manifesta predominantemente na forma de agulhas finas. Essas morfologias indicam maior precipitação da fase *Needle-Like* no sistema Al-Fe-Si, em detrimento da formação de precipitados mais compactos e benignos.

Na Figura 3.16 (c), referente à amostra com adição de 3% em peso de Fe, verifica-se uma intensa formação de intermetálicos β -Al₅FeSi, com extensões, espessuras e quantidades muito superiores às da amostra com 1% de Fe. Importante ressaltar, que os intermetálicos β -Al₅FeSi com grande extensão estão circundados por outros com menores extensão, e por fases *star-like*, menos prejudiciais devido a sua morfologia mais arredondada.

É de conhecimento que tanto o tamanho quanto a geometria dos intermetálicos a base de ferro é diretamente proporcional a quantidade de ferro presente nas amostras. Uma maior quantidade de ferro favorece o desenvolvimento dos intermetálicos β -Al₅FeSi, apresentando

morfologia agulhada (*needle-Like*), quando vista bidimensionalmente (TUNÇAY; BAYOGLU, 2017; TERZI *et al.*, 2015; VASCONCELOS *et al.*, 2021; FERDIAN *et al.*, 2015; DINNIS *et al.*, 2005). Os resultados encontrados na Figura 3.16 estão em concordância com a literatura, pois com o aumento de porcentagem de ferro, o desenvolvimento de intermetálicos β -Al₅FeSi mais compridos e espaço cresceu proporcionalmente

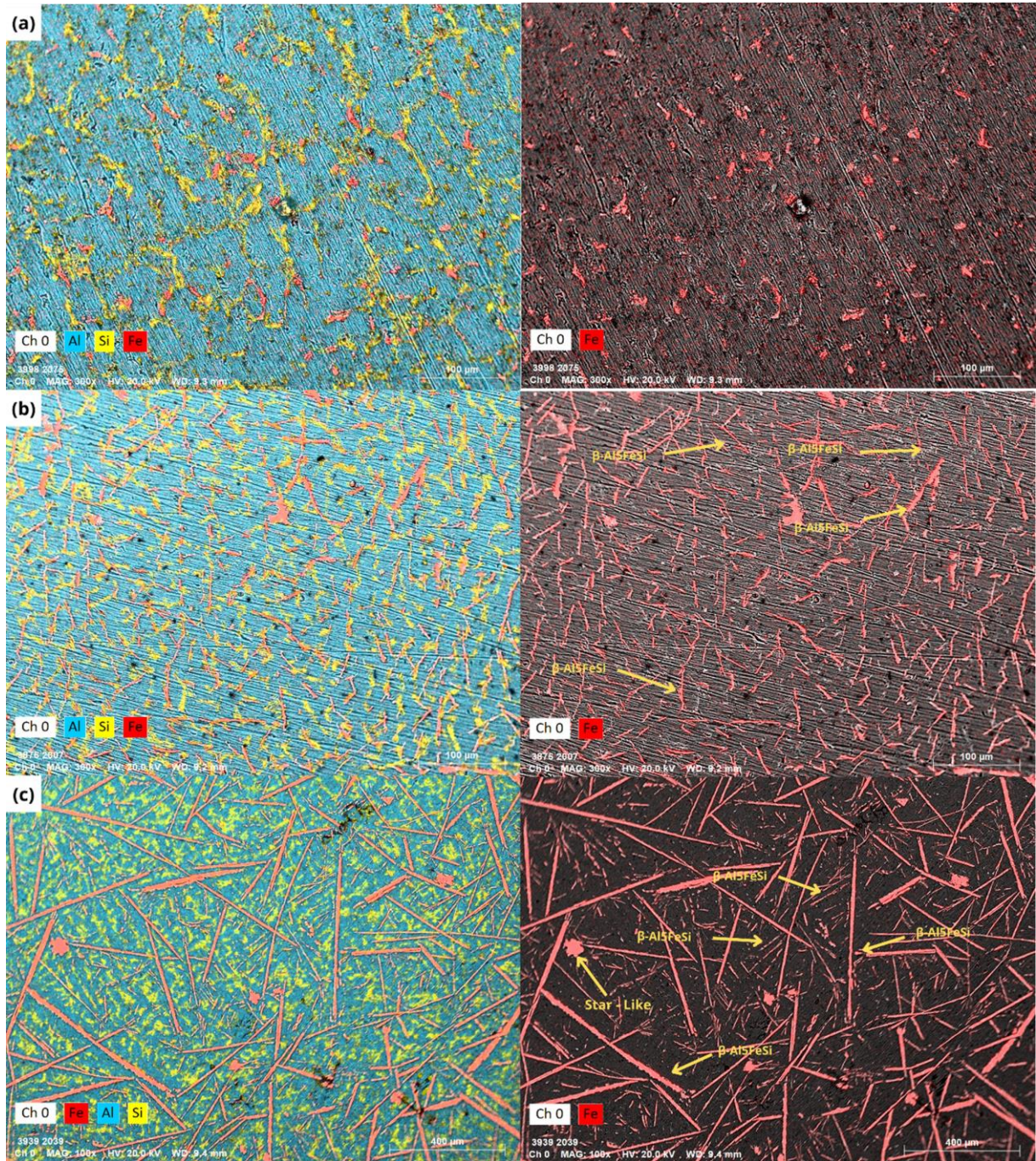
A Figura 3.17 apresenta o mapeamento EDS de microscopia eletrônica de varredura de amostras contaminadas com diferentes porcentagens em peso de ferro, resfriadas a uma taxa de 1,17 °C/s, correspondente à condição de molde pré-aquecido a 200 °C. A formação do intermetálico β -Al₅FeSi nessas amostras se assemelha bastante à observada na Figura 3.16, que corresponde à condição de temperatura ambiente.

É comprovado que a formação das fases intermetálicas em ligas de alumínio é fortemente influenciada pela taxa de resfriamento durante a solidificação. Taxas de resfriamento mais elevadas são capazes de reduzir significativamente a extensão e a ocorrência da fase β -Al₅FeSi, que apresenta morfologia agulhada, prejudicial às propriedades mecânicas da liga, pois cria pontos concentradores de tensões que facilitam o surgimento de trincas. Em taxas de resfriamento muito elevadas, essa fase pode até ser suprimida, pois não há tempo suficiente para a sua formação e crescimento durante a solidificação do sistema Al-Fe-Si. Por outro lado, em taxas de resfriamento mais baixas, há uma maior tendência de formação e desenvolvimento da fase β -Al₅FeSi, resultando em maiores extensões e espessuras dessa fase. (SHEN *et al.*, 2022; SEIFEDDINE *et al.*, 2010; CHEN *et al.*, 2013; VASCONCELOS *et al.*, 2021; TERZI *et al.*, 2010)

A variação da taxa de resfriamento entre os métodos de fundição utilizados foi de apenas 0,65 °C/s, o que não permite validar a sua influência visualmente nas imagens, diferenciando dos resultados encontrados por Chen *et al.* (2013), que conseguiu variar sua taxa de resfriamento de 0,19 °C/s para 6,25 °C/s, apresentando resultados bastante visíveis.

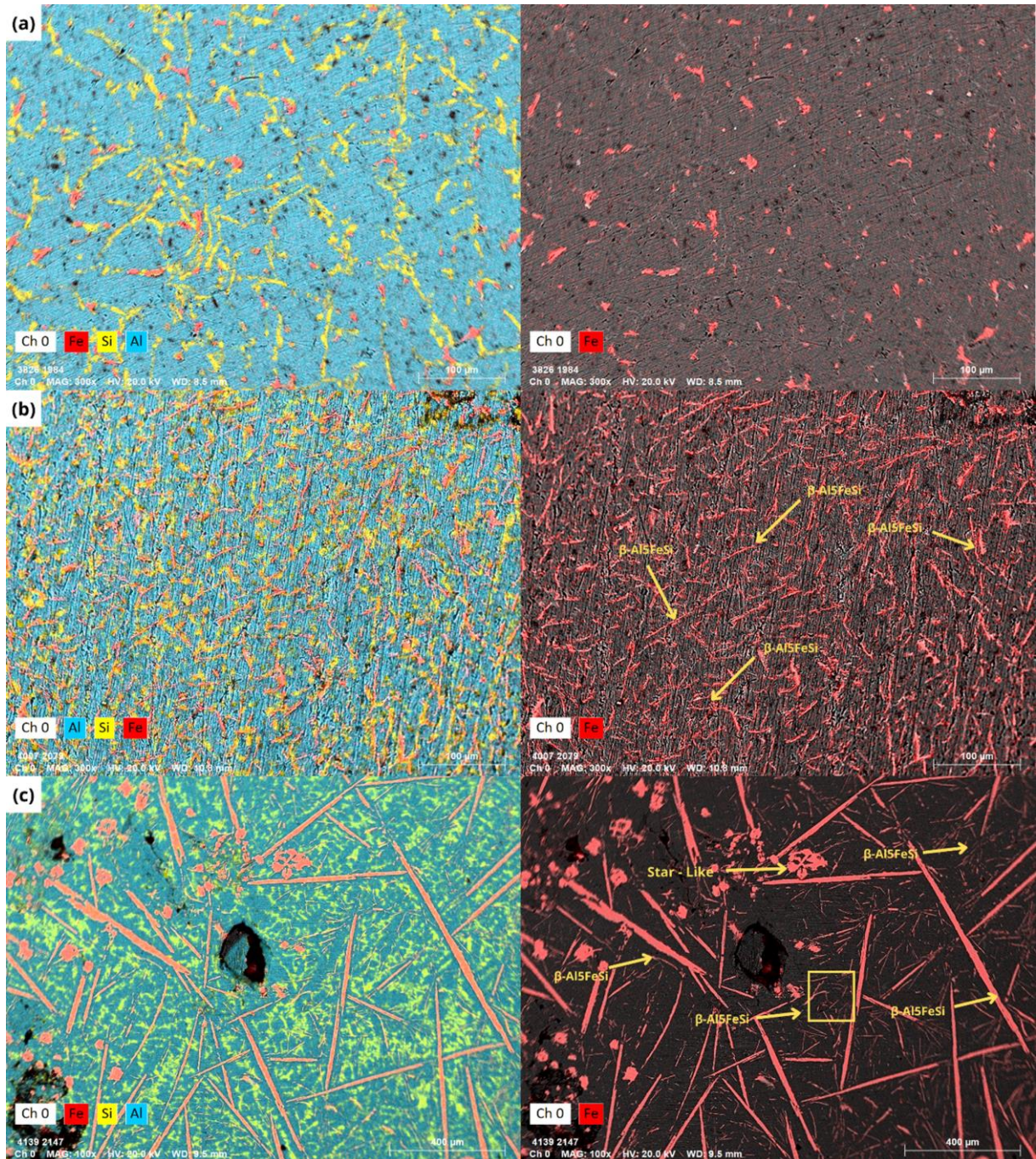
Para compreender a influência da taxa de resfriamento, foi realizado medições dos intermetálicos encontrados para entender estatisticamente a influência que a diferenciação nos métodos de fundição terá sobre o desenvolvimento do intermetálico β -Al₅FeSi.

Figura 3.16 - Liga A356 com (a) 0,2%; (b) 1% e (c) 3% em peso de Ferro e taxa de resfriamento de 1,82°C/s.



Fonte: Autor (2023).

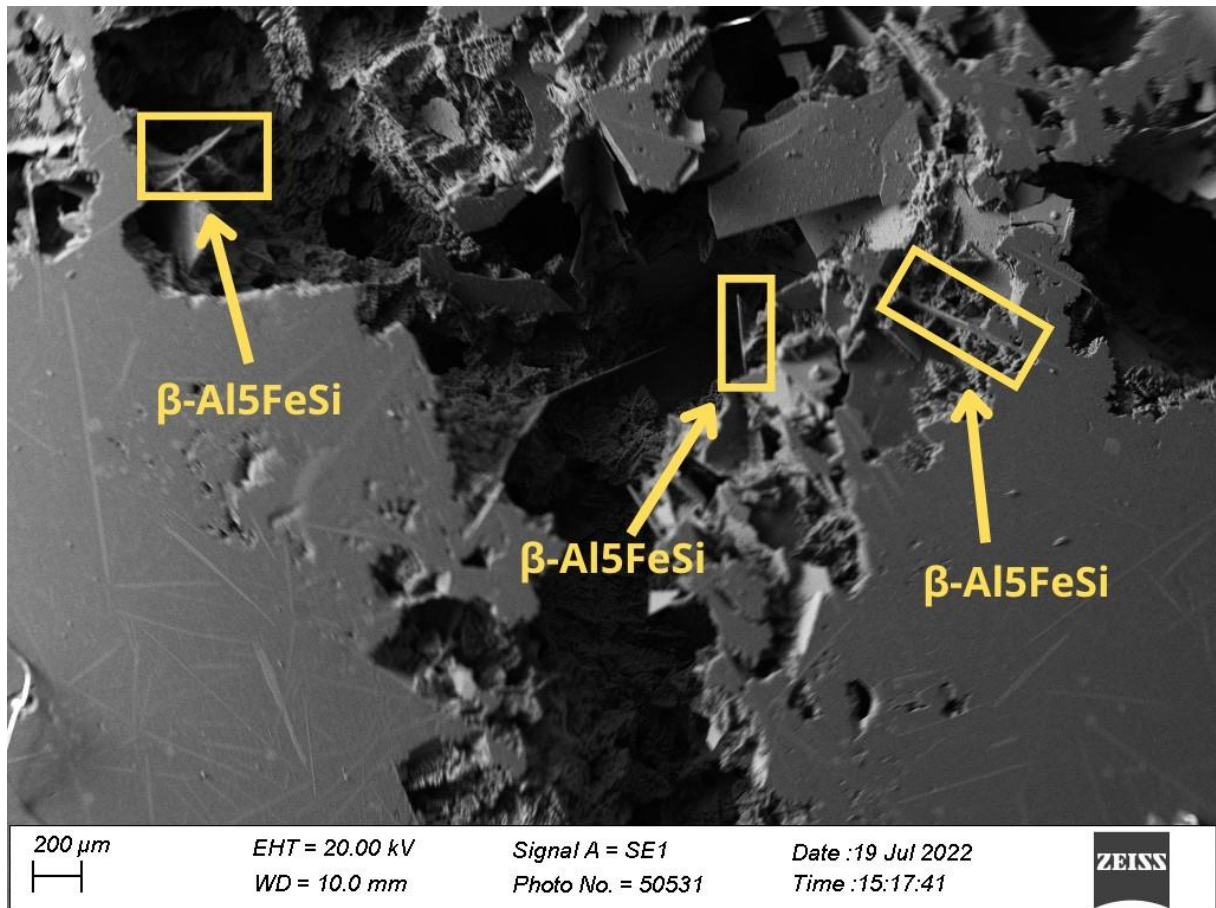
Figura 3.17 - Liga A356 com (a) 0,2%; (b) 1% e (c) 3% em peso de Ferro e taxa de resfriamento de 1,17°C/s.



Fonte: Autor (2023)

Em uma microscopia eletrônica de varredura, que conta com a contaminação de 3% em peso de Fe, mostrada na Figura 3.18, é possível visualizar de maneira mais clara a fase β -Al₅FeSi no formato de lâmina ou placa (*plate-like*) localizada em um poro formado na amostra. É perceptível que esse intermetálico possui uma quina aguda que atua como um foco de tensão no material (TERZI *et al.*, 2015).

Figura 3.18 - Formação da fase β -Al₅FeSi na liga A356 com 3% de contaminação em Fe.



Fonte: Autor (2023)

3.3.4 Medição dos Intermetálico β -Al₅FeSi – ImageJ®

Embora o desenvolvimento da fase β -Al₅FeSi possa ser identificado visualmente com o aumento da porcentagem de ferro, a influência das taxas de resfriamento, da posição longitudinal das amostras no corpo de prova e da posição radial das medições nas amostras não é visualmente perceptível.

Por isso, foram realizadas cinco medições aleatórias dos comprimentos das fases ricas em ferro presentes nas imagens produzidas por meio de microscopia eletrônica de varredura que contêm contaminação de 1% e 3% em peso de Fe, utilizando o software ImageJ®.

Como demonstrado nas imagens obtidas através do Microscópio Eletrônico de Varredura e do mapeamento EDS, as amostras sem contaminação por ferro, que contêm 0,2% em peso de Fe, não apresentam intermetálicos com morfologias típicas da fase β -Al₅FeSi. Portanto, não serão realizadas medições nessas amostras.

Todas as medidas estão listadas no Apêndice A. Estas medidas levam em consideração os quatro fatores utilizados na fundição, na produção das amostras e na caracterização no Microscópio Eletrônico de Varredura. Os fatores são: a contaminação por ferro, a taxa de resfriamento, a posição longitudinal da amostra no corpo de prova e a posição radial de caracterização da amostra em microscópio eletrônico de varredura.

3.3.5 Análise Estatística – Sisvar®

Inicialmente, conduziu-se uma análise de variância (ANOVA) método estatístico que verifica se há diferença significativa entre as médias de grupos de dados. O resultado, que se encontrada na Tabela 3.3, revelou que apenas a porcentagem de ferro (%Fe), a posição radial de caracterização da amostra (Pos.radial), a interação entre a porcentagem de ferro e a posição radial (%Fe*Pos.radial), a interação entre a posição longitudinal e a posição radial (Pos.Longitudinal*Pos.Radial) e a interação entre a porcentagem de ferro, a posição radial e a posição longitudinal (%Fe*Pos.Longitudinal*Pos.Radial) são variáveis estatisticamente significativas. Isso indica que essas variáveis exercem uma influência significativa no tamanho dos intermetálicos medidos.

Com o objetivo de identificar e distinguir as diferenças entre as variáveis que se mostraram significativas nos testes de variância, serão aplicados testes de Scott-Knott (1974). Esta é uma técnica estatística multivariada que possibilita a separação dos tratamentos em grupos homogêneos, permitindo identificar quais apresentam diferenças estatisticamente significativas em relação aos demais.

Além disso, considerando a relevância estatística de cada tratamento, serão construídas regressões que permitirão determinar o tamanho dos intermetálicos para quaisquer valores dos fatores significativos para o experimento, conforme indicado no teste de variância. Isso proporcionará uma compreensão mais profunda da influência desses fatores no resultado do experimento.

A análise de variância da Tabela 3.3, com todas as medidas realizadas, confirmou que a taxa de resfriamento não foi uma variável significativa, não tendo nenhum efeito estatístico nos comprimentos das fases, isoladamente ou em interação com a porcentagem de ferro, a posição longitudinal e a posição radial. Esse resultado comprova que a variação de 0,65 °C/s não foi suficiente para tornar a taxa de resfriamento uma variável estatisticamente significativa, sendo capaz de influenciar no comprimento da fase intermetálica β -Al₅FeSi.

Tabela 3.3 - Análise de variância.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
1	1	27765005.774513	27765005.774513	826.516	0.0000
2	2	25387.006794	12693.503397	0.378	0.6858
3	3	761341.000710	253780.333570	7.555	0.0001
4	1	104125.878994	104125.878994	3.100	0.0799
5	2	36413.763941	18206.881971	0.542	0.5825
6	3	551185.162742	183728.387581	5.469	0.0012
7	1	116321.756273	116321.756273	3.463	0.0643
8	6	759809.586391	126634.931065	3.770	0.0014
9	2	85210.738561	42605.369281	1.268	0.2837
10	3	39145.837386	13048.612462	0.388	0.7612
11	6	710658.422691	118443.070448	3.526	0.0025
12	2	81973.222936	40986.611468	1.220	0.2975
13	3	20445.792442	6815.264147	0.203	0.8949
14	6	308900.488828	51483.414805	1.533	0.1694
15	6	263148.076989	43858.012831	1.306	0.2564
erro	192	6449820.223380	33592.813663		
Total corrigido		239	38078892.733570		
CV (%) =	46.61				
Média geral:	393.2136292	Número de observações:		240	
Obs. Codificações usadas para as FV do quadro de ANAVA					
1: %Fe 2: Pos.Longitudinal 3: Pos.Radial 4: TR 5: %Fe*Pos.Longitudinal 6: %Fe*Pos.Radial 7: %Fe*TR 8: Pos.Longitudinal*Pos.Radial 9: Pos.Longitudinal*TR 10: Pos.Radial*TR 11: %Fe*Pos.Longitudinal*Pos.Radial 12: %Fe*Pos.Longitudinal*TR 13: %Fe*Pos.Radial*TR 14: Pos.Longitudinal*Pos.Radial*TR 15: %Fe*Pos.Longitudinal*Pos.Radial*TR					

Fonte: Autor (2023)

Porcentagem em Peso de Ferro (%Fe)

Ao examinar o teste de Scott-Knott (1974) para %Fe, conforme apresentado na Tabela 3.4, observa-se que a porcentagem de ferro de 1% foi classificada como “a1”, enquanto a porcentagem de ferro de 3% foi classificada como “a2”. Isso indica que uma diferença estatisticamente significativa foi identificada entre as médias desses conjuntos de dados, resultando em sua separação em dois grupos distintos. Portanto, foi constatada uma diferença significativa nos comprimentos das fases intermetálicas β -Al₅FeSi quando a porcentagem de ferro foi variada. Isso sugere que a fase β -Al₅FeSi tende a aumentar juntamente com o percentual de ferro.

Tabela 3.4 - Teste Scott-Knott (1974) para a FV %Fe.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1	53.084942	a1
3	733.342317	a2

Fonte: Autor (2023)

Tendo em conta a relevância estatística da porcentagem em peso de ferro, é possível construir uma regressão com a variável de interesse como fonte de variação. A fim de obter resultados mais confiáveis, optou-se por utilizar os dados da Tabela 3.5, a qual apresenta um coeficiente de determinação (R^2) de 100%. Como está sendo trabalhado apenas com duas variações de porcentagem em peso de ferro, é viável estabelecer uma equação linear (Eq. 3.1) que possibilita a determinação do comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi para quaisquer porcentagens em peso de ferro.

O R^2 é uma medida estatística que indica a proporção da variabilidade da variável dependente que pode ser explicada pelos regressores (variáveis independentes) incluídos no modelo de regressão. Na situação apresentada, o coeficiente de determinação (R^2) de uma regressão linear foi igual a 100%, significando que todas as variações na variável dependente podem ser perfeitamente explicadas pelas variáveis independentes incluídas no modelo. Isso indica um ajuste perfeito dos dados observados ao modelo de regressão.

Tabela 3.5 - Regressão para FV %Fe.

t para Parâmetro	Estimativa	SE	H0: Par=0	Pr> t
b0	-287.043746	26.45468361	-10.850	0.0000
b1	340.128687	11.83089417	28.749	0.0000

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\%Fe) \quad (3.1)$$

$$\text{Tamanho de fase} = -287,043746 + 340,128687 * (\%Fe)$$

Posição Radial de Caracterização da Amostra (Pos.Radial)

Uma variável que também influenciou significativamente no comprimento médio dos intermetálicos foi a posição radial das amostras, que variou de 2,5 mm (externo) a 27,5 mm (meia peça). Conforme a Tabela 3.6, a posição de 2,5 mm teve um comprimento médio menor do que as demais, sendo classificada como “a1”. As outras posições foram classificadas como “a2”, indicando que não houve diferença estatística entre elas.

Portanto, os intermetálicos localizados na superfície externa da peça foram menores do que os das regiões internas, isso acontece porque em uma fundição de alumínio utilizando um molde de aço, a parte externa se solidifica primeiro, havendo menos tempo para o desenvolvimento da fase intermetálica β -Al₅FeSi.

Importante ressaltar, que como foi apresentado na Tabela 3.2, as taxas de resfriamento das partes externas das amostras apresentaram valores significativamente superior aos demais, o que explica o comprimento médio da β -Al₅FeSi menor que o restante, pois quanto maior a taxa de resfriamento, menor o tempo disponível para o crescimento e a coalescência da fase, resultando em uma microestrutura mais refinada e homogênea (CHEN *et al*, 2013).

Tabela 3.6 - Teste Scott-Knott (1974) para a FV Pos.Radial.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
2,5	296.032967	a1
14,5	418.589367	a2
27,5	425.722433	a2
8,5	432.509750	a2

Fonte: Autor (2023)

A Tabela 3.7 foi utilizada para construir a regressão do comprimento médio dos intermetálicos em função da posição radial, pois apresentou um alto coeficiente de determinação (R^2) de 82,49%. Como a posição radial variou de 2,5 mm a 27,5 mm, sendo quatro diferentes posições, foi adotada uma equação quadrática (Eq. 3.2) que permite estimar o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi para qualquer posição radial dentro da amostra.

O coeficiente de determinação (R^2) de 82,49% indica que aproximadamente 82,49% da variação na variável dependente pode ser explicada pelas variáveis independentes no modelo de regressão quadrática. Esse valor demonstra um ajuste satisfatório do modelo aos dados observados, evidenciando que a regressão quadrática é capaz de capturar uma proporção significativa da variação na variável dependente com base nos quatro tratamentos utilizados.

Tabela 3.7 - Regressão para FV Pos.Radial.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	262.673474	33.09366822	7.937	0.0000
b1	20.160308	5.50810404	3.660	0.0003
b2	-0.522809	0.17277036	-3.026	0.0028

R² = 82.49%

Fonte: Sisvar® (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos.Radial}) + b_2 * (\text{Pos.Radial})^2 \quad (3.2)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 262,673474 + 20,160308 * (\text{Pos.Radial}) + -0,522809 * (\text{Pos.Radial})^2$$

Interação da Porcentagem em Peso de Ferro com a Posição Radial de Caracterização das Amostras (%Fe*Pos.Radial)

A interação da porcentagem em peso de ferro com a posição radial de caracterização das amostras se torna importante para a pesquisa devido o gradiente de temperatura na fundição. O gradiente de temperatura é a variação da temperatura ao longo de uma determinada distância ou direção, afetando o processo de solidificação do metal ao longo do molde (EVANGELISTA E SILVA, 2020). Dessa maneira, influenciando no comprimento das fases β -Al₅FeSi, pois como é de conhecimento, uma solidificação mais rápida é capaz de diminuir a extensão da fase *Needle-Like* (SHEN *et al.*, 2022)

Como a interação da porcentagem em peso de ferro com a posição radial da caracterização das amostras foi considerado uma variável estatisticamente significativa, será realizado análises do desdobramento da %Fe dentro de cada nível de posição radial.

Pode-se notar na análise de variância da Tabela 3.8, que em todas as posições radiais a porcentagem de ferro é considerada uma hipótese não nula (H1), possuindo o P_{valor} menor que 0,05, indicando a relevância da variável para o processo em análise.

Tabela 3.8 - Análise de variância para desdobramento de %Fe na Pos.Radial.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
%Fe/1	1	4029542.008822	4029542.008822	119.953	0.0000
%Fe/2	1	8855867.644260	8855867.644260	263.624	0.0000
%Fe/3	1	7638278.777899	7638278.777899	227.378	0.0000
%Fe/4	1	7792502.506274	7792502.506274	231.969	0.0000
Erro	192	6449820.223380	33592.813663		

Codificação usada para o desdobramento
cod. Pos.Radial
1 = 2,5
2 = 8,5
3 = 14,5
4 = 27,5

Fonte: Autor (2023)

As Tabelas 3.9, 3.10, 3.11 e 3.12 representam os testes de Scott Knott (1974) para o desdobramento da porcentagem de ferro dentro de cada posição radial estudada. Como pode ser observado, em todas as posições radiais a porcentagem de ferro de 1% foi classificada como “a1”, enquanto a porcentagem de ferro de 3% foi classificada como “a2”. Isso indica que uma diferença estatisticamente significativa foi identificada entre as médias desses conjuntos de dados, resultando em sua separação em dois grupos distintos, ou seja, os comprimentos médios da fase β -Al₅FeSi são maiores em todas as posições radiais quando contaminados com 3% em peso de ferro.

Tabela 3.9 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 2,5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1	36.882367	a1
3	555.183567	a2

Fonte: Autor (2023)

Tabela 3.10 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 8,5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1	48.325167	a1
3	816.694333	a2

Fonte: Autor (2023)

Tabela 3.11 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 14,5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1	61.791600	a1
3	775.387133	a2

Fonte: Autor (2023)

Tabela 3.12 - Teste Scott-Knott (1974) para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 27,5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1	65.340633	a1
3	786.104233	a2

Fonte: Autor (2023)

Os dados e formulações necessárias para construir uma regressão para cada posição radial que permite determinar o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi para quaisquer porcentagens em peso de ferro, se encontra no Apêndice B.

Também é necessário analisar a interação da porcentagem em peso de ferro com a posição radial realizando o desdobramento de cada posição radial em relação as porcentagens de ferro. A Tabela 3.13, mostra a análise de variância para tais circunstâncias. O desdobramento da posição radial nas amostras com 1% de ferro é considerado uma hipótese nula (H0), já o desdobramento das posições radiais nas amostras com 3% de ferro é considerado uma hipótese não nula (H1), o que indica a relevância da variável para o processo em análise.

Tabela 3.13 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Radial na %Fe.

FV		GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Pos.Radial	/1	3	15335.603167	5111.867722	0.152	0.9289
Pos.Radial	/2	3	1297190.560285	432396.853428	12.872	0.0000
Erro		192	6449820.223380	33592.813663		

Codificação usada para o desdobramento
cod. %Fe
1 = 1
2 = 3

Fonte: Autor (2023)

Como os resultados apontados na Tabela 3.13 as amostras com 1% de peso são irrelevantes estatisticamente, sendo realizado dessa forma teste de Scott-Knott (1974) apenas para as amostras com 3% de peso em ferro. O teste se encontra na Tabela 3.14, e revela que a posição de 2,5 mm (externo) teve um comprimento médio menor dos intermetálicos β -Al₅FeSi do que as demais, sendo classificada como “a1”. As outras posições foram classificadas como “a2”, indicando que houve diferença estatística entre elas. Portanto, os intermetálicos localizados na região mais externa da peça foram menores do que os das outras regiões para as amostras com 3% de ferro.

Tabela 3.14 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Radial na %Fe de 3%.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
2,5	555.183567	a1
14,5	775.387133	a2
27,5	786.104233	a2
8,5	816.694333	a2

Fonte: Autor (2023)

Sabendo que a regressão é um método estatístico que visa descrever a relação entre uma variável de resposta e uma ou mais variáveis preditoras, para que a regressão seja eficaz, é importante que as variáveis tenham algum efeito sobre a variável de resposta, ou seja, que sejam significativas estatisticamente. Dessa forma, A análise de regressão foi realizada apenas para as amostras com 3% de peso em ferro, pois foram as únicas relevantes estatisticamente.

Os dados e formulações necessárias para construir uma regressão que permite estimar o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi em função da posição radial dentro das amostras com contaminação de 3% de ferro se encontra no Apêndice B.

Interação da Posição Longitudinal das Amostras no Corpo de Prova com a Posição Radial de Caracterização das Amostras (Pos.Longitudinal*Pos.Radial)

A Tabela 3.3 mostra que a posição longitudinal das amostras no corpo de prova e a posição radial das amostras na caracterização têm uma interação estatisticamente significativa. Portanto, será realizado análises de desdobramento da posição longitudinal dentro de cada nível da posição radial.

A análise de variância mostrada na Tabela 3.15 revela que a posição longitudinal das amostras no corpo de prova não é uma variável relevante para as posições radiais externa (2,5 mm) e ½ do raio (14,5 mm), sendo a hipótese nula (H0) aceita para elas. Já as posições radiais ¾ do raio (8,5 mm) e meia peça (27,5 mm) são influenciadas pela posição longitudinal, sendo a hipótese não nula (H1) aceita.

A posição radial 8,5 mm tem um P_{valor} ligeiramente superior ao nível de significância de 5% utilizado, mas como essa diferença é muito pequena, será considerado a posição relevante para o processo.

Tabela 3.15 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Pos.Longitudinal /1	2	72123.719261	36061.859631	1.073	0.3439
Pos.Longitudinal /2	2	200231.242929	100115.621465	2.980	0.0531
Pos.Longitudinal /3	2	14323.774829	7161.887415	0.213	0.8082
Pos.Longitudinal /4	2	498517.856165	249258.928083	7.420	0.0008
Erro	192	6449820.223380	33592.813663		

Codificação usada para o desdobramento
cod. Pos.Radial
1 = 2,5
2 = 8,5
3 = 14,5
4 = 27,5

Fonte: Autor (2023)

Sabendo da relevância das posições radiais de 8,5 mm e 27,5 mm, é viável estar realizando os testes de Scott-Knott (1974) em tais variáveis. A Tabela 3.16 é referente ao desdobramento da posição longitudinal na posição radial de 8,5 mm, que mostra as posições longitudinais de 5 mm e 35 mm classificadas como “a1” por apresentarem comprimento intermetálico β -Al₅FeSi médio estatisticamente menores quando comparados com o comprimento médio encontrado na posição longitudinal de 76 mm, que foi classificado como “a2”.

Já a Tabela 3.17 é referente ao desdobramento da posição longitudinal na posição radial de 27,5 mm, que mostra as posições longitudinais de 35 mm e 76 mm classificadas como “a1”, por apresentarem comprimento intermetálico β -Al₅FeSi médio estatisticamente menores quando comparados com o comprimento médio encontrado na posição longitudinal de 5 mm, que foi classificado como “a2”. Ou seja, os resultados encontrados no desdobramento das posições radiais de 8,5 mm e 27,5 mm são o inverso.

Tabela 3.16 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 8,5 mm

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
5	382.675500	a1
35	401.362700	a1
76	513.491050	a2

Fonte: Autor (2023)

Tabela 3.17 - Teste de Scott-Knott (1974) para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 27,5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
76	349.987350	a1
35	373.251200	a1
5	553.928750	a2

Fonte: Autor (2023)

Realizou-se a análise de regressão somente para as posições radiais estatisticamente significativas. Os dados e formulações necessárias que possibilita estimar o comprimento da fase β -Al₅FeSi nas posições radiais 8,5 e 27,5 mm para qualquer posição longitudinal se encontra no Apêndice C.

Para resultados mais concretos relacionados a interação da posição longitudinal das amostras no corpo de prova e a posição radial das amostras na caracterização, também é necessário realizar o desdobramento de cada posição radial em relação às posições longitudinais. A Tabela 3.18 apresenta a análise de variância para essa situação. Verificou-se que o desdobramento da posição longitudinal de 35 mm, referente às amostras do meio do corpo de prova, é uma hipótese nula (H0), enquanto o desdobramento das posições longitudinais 5 e 76 mm, referente às amostras do topo e do fundo do corpo de prova, é uma hipótese não nula (H1), indicando a importância da variável para o processo em estudo.

Tabela 3.18 - Análise de variância para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal.

FV		GL	SQ	QM	Fc	Pr>Fc
Pos.Radial	/1	3	688975.586389	229658.528796	6.837	0.0002
Pos.Radial	/2	3	83735.240243	27911.746748	0.831	0.4783
Pos.Radial	/3	3	748439.760469	249479.920156	7.427	0.0001
Erro		192	6449820.223380	33592.813663		

Codificação usada para o desdobramento
 cod. Pos.Longitudinal
 1 = 5
 2 = 35
 3 = 76

Fonte: Autor (2023)

Diante da relevância das posições longitudinais 5 mm e 76 mm, optou-se por realizar os testes de Scott-Knott (1974) nessas variáveis. A Tabela 3.19 mostra o desdobramento das posições radiais na posição longitudinal 5 mm. Observou-se que as posições radiais 2,5; 8,5 e 14,5 mm, classificadas como “a1”, possuem comprimento médio de β -Al₅FeSi inferior ao da posição radial 27,5 mm, classificada como “a2”.

Tabela 3.19 - Teste de Scott-Knott (1974) para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 5 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
2,5	296.650450	a1
8,5	382.675500	a1
14,5	397.321350	a1
27,5	553.928750	a2

Fonte: Autor (2023)

A Tabela 3.20 apresenta o desdobramento das posições radiais na posição longitudinal 76 mm. Constatou-se que as posições radiais 2,5 mm e 27,5 mm, classificadas como “a1”, possuem comprimento médio de β -Al₅FeSi estatisticamente inferior ao das posições radiais 14,5 mm e 8,5 mm, classificadas como “a2”. Sendo assim, as influências das posições radiais se apresentam de maneiras distintas nas posições longitudinais de 5 mm e 76 mm.

Tabela 3.20 - Teste de Scott-Knott (1974) para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 76 mm.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
2,5	253.264750	a1
27,5	349.987350	a1
14,5	433.564800	a2
8,5	513.491050	a2

Fonte: Autor (2023)

A análise de regressão foi realizada apenas para as posições longitudinais relevantes estatisticamente. Os dados e formulações necessárias estimar o comprimento de β -Al₅FeSi nas posições longitudinais 5 mm e 76 mm para quaisquer posições radiais se encontra no Apêndice C.

Não foi possível identificar um padrão de influência da posição longitudinal das amostras no corpo de prova no comprimento da fase intermetálica β -Al₅FeSi. A posição longitudinal das amostras não foi significativa para a análise estatística, conforme mostrado na Tabela 3.3, nem quando interagida com outras variáveis, como a taxa de resfriamento e a porcentagem de ferro. A única interação significativa foi com a posição radial, onde demonstrou ser relevante, mas sem um padrão definido. Portanto, há influência das posições longitudinais na formação da fase intermetálica β -Al₅FeSi, porém sem um padrão definido, como foi encontrado nas outras variáveis significativas analisadas.

3.4 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo reproduzir um processo de reciclagem da liga de alumínio A356, contaminada com diferentes teores de ferro (0,2%, 1% e 3% em peso), e analisar a formação do intermetálico β -Al₅FeSi, que afeta negativamente as propriedades mecânicas da liga. Para isso, foram utilizados dois métodos de fundição que variaram a taxa de resfriamento do metal, sendo um com molde à temperatura ambiente e outro com molde pré-aquecido a 200°C. As amostras de diferentes posições longitudinais do corpo de prova foram caracterizadas em diferentes posições radiais para identificar e medir o intermetálico β -Al₅FeSi. Com base no que foi discutido, pode-se concluir que:

- A contaminação por ferro favoreceu o desenvolvimento do intermetálico β -Al₅FeSi, que apresentou morfologias mais espessas e alongadas conforme o aumento do teor de ferro, como descrito pela literatura. O comprimento médio dos intermetálicos β -Al₅FeSi em amostras com 1% em peso de ferro foi de 53,08 μ m, enquanto em amostras com 3% de peso em ferro o comprimento médio foi de 733,34 μ m.

- A taxa de resfriamento não influenciou significativamente a morfologia e o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi, não sendo uma variável significativa, apresentando nenhum efeito estatístico nos comprimentos das fases. Possivelmente devido à pequena diferença entre os dois métodos de fundição utilizados, que não foram capazes de inibir o crescimento da fase, como sugerido na literatura;

- A posição radial das amostras influenciou o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi, sendo que a região externa apresentou fases menores, um comprimento médio de 296,03 μ m, enquanto o restante apresentou um comprimento médio de 425,61 μ m. Isso acontece devido à solidificação mais rápida na faixa externa, causado pelo gradiente de temperatura da fundição, reduzindo dessa maneira o tempo de desenvolvimento da fase;

- A posição longitudinal apresentou influência na formação da fase intermetálica β -Al₅FeSi, porém não exibiu um padrão definido como foi encontrado nas outras variáveis significativas estudadas.

Este trabalho contribuiu para o estudo do comportamento da liga de alumínio A356 durante o processo de reciclagem, bem como dos fatores que afetam a formação do intermetálico β -Al₅FeSi. Recomenda-se que futuros estudos utilizem métodos de fundição que proporcionem maiores taxas de resfriamento, a fim de verificar o efeito dessa variável na morfologia e na quantidade do intermetálico β -Al₅FeSi.

3.5 REFERÊNCIAS

ALMEIDA, G. F. C.; COUTO, A. A.; SEVERINO, NETO, B. P.; CABRAL, A.; VATAVUK, J.; MACHADO, K. B. S. C; 2008. **Estudo de Ligas Al-Si Fundidas em Molde de Areia Verde: Efeito da Adição de Refinador e de Modificadores de Grão nas Propriedades Mecânicas**. In: CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 18., 2008, Porto de Galinhas/PE. Anais de Congresso. Porto de Galinhas/PE. p. 9083-9093.

ANGELONI, M; 2011. **Avaliação da Vida em Fadiga de Liga de Alumínio A356 Utilizada em Cabeçote de Motor**. Tese (Doutorado)-Programa de Pós-Graduação em Concentração Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

BAKKE, A. O. et al. **Sn-Aided Joining of Cast Aluminum and Steel Through a Compound Casting Process**. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 53, n. 1, p. 60– 70, nov. 2021.

CHEN, R.; SHI, Y.; XU, Q.; LIU, B. **Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy**, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24 (2014) 1645–1652.

CINKILIC, E. et al. **A Formation Map of Iron-Containing Intermetallic Phases in Recycled Cast Aluminum Alloys**. Metallurgical And Materials Transactions A, [S.L.], v. 50, n. 12, p. 5945-5956, 30 set. 2019.Springer Science and Business Media LLC.

CRIADO A. J.; MARTÍNEZ J.; CALABRÉS R. **Growth of eutectic silicon from primary silicon crystals in aluminium-silicon alloys**. Scripta Materialis, v. 36, p. 47-54, 2003.

DAS, S. K.; GREEN, J. A. S.; KAUFMAN, J. G. **The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys**. JOM, v. 59, n. 11, p. 47–51, nov. 2007.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura, aplicações e preparação de amostras**. © EDIPUCRS, 2007: Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, 2007.

DINNIS, C. M.; TAYLOR, J. A.; DAHLE, A. K. **As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry Alloys**, Scr. Mater. 53 (2005) 955–958.

DOS ANJOS, A. **PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS I**. CURITIBA: UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, 7 MAR. 2005.

DUARTE, L.C.; JUCHEN, P.L.; PULZ, G.M.; BRUM, T.M.; BRUM, T.M., CHODUR, N.; LICCARDO A. et al. **Aplicações de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e sistema de energia dispersiva (EDS) no estudo de gemas**. Pesquisa em Grociência, v.10, n.2, p. 3-15, 2003.

ELIAS, D. DA H. **APLICAÇÕES DE PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTO PARA DADOS NÃO NORMAIS**. Rio de Janeiro: UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO, 2014.

EVANGELISTA, Adônis Souza. SILVA, Jefferson. **Processo de fundição e sua versatilidade na fabricação de peças**. Revista Científica Multidisciplinar Núcleo do Conhecimento. Ano 05, Ed. 03, Vol. 11, pp. 21-50. Março de 2020. ISSN: 2448-0959

FERDIAN, D. et al. **Chinese Script vs Plate-Like Precipitation of Beta-Al₉Fe₂Si₂ Phase in an Al-6.5Si-1Fe Alloy**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 46, n. 7, p. 2814–2818, 30 abr. 2015.

FERREIRA, Tales. **Desenvolvimento de Ligas de Alumínio Recicladas Contendo a Fase Primária Al (Fe,Tm)Si Aproximante de Quasicristal: Controle da Microestrutura Visando Aplicações Tribológicas e Mecânicas**. 2021. Tese (Doutorado) – Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2021.

HANSEN, V.; HAUBACK, B.; SUNDBERG, M.; ROMMING, C.; GJONNES, J. **Acta Crystallogr.**, 1998, vol. 54B, pp. 351–57.

JELIHOVSCHI, Enio; FARIA, José Cláudio; ALLAMAN, Ivan Bezerra. **ScottKnott: a package for performing the scott-knott clustering algorithm in r**. Tema (São Carlos), [S.L.], v. 15, n. 1, p. 003, 5 mar. 2014. Brazilian Society for Computational and Applied Mathematics (SBMAC).

KUCHARIKOVÁ, L.; TILLOVÁ, E.; BOKŮVKA, O. **Recycling and properties of recycled aluminium alloys used in the transportation industry**. Transport Problems, v. 11, n. 2, p. 117–122, 2017.

LIU, Z. et al. **Effects of the addition of Ti powders on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy**. Powder Technology, v. 253, p. 751–756, fev. 2014.

MARTINS, G. A. **Estatística geral e aplicada**. 3. ed. São Paulo: Atlas, 2008. ISBN 9788522441723.

MONTGOMERY, Douglas C. **Design and Analysis of Experiments** 7. Ed. New York: Wiley, 2009.

NAGATANI, T.; SAITO S.; SATO, M.; YAMADA, M. **Development of an ultrahigh resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and in-lens system**. Scanning Microscopy.v.11, 901-909, 1987.

OLADAPO, BANKOLE. I. et al. **Microstructural evaluation of aluminium alloy A365 T6 in machining operation**. Journal of Materials Research and Technology, v. 8, n. 3, p. 3213–3222, maio 2019.

OLIVEIRA, F.A.G. **Influência da Fase β -Al₅FeSi no Processo de Torneamento Cílcndrico de uma Liga A356-T6 Reciclada**. Dissertação de Doutorado, Universidade Federal de Itajubá, MG.

PARREIRAS, L.G.S. **Avaliação dos Esforços de Corte no Torneamento da Liga de Alumínio Silício (A356) com Diferentes Anteligas**. 2014. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São João del-Rei, MG.

PRADO, O. Z. **Softwares para psicologia: regulamentação, produção nacional e pesquisas em psicologia clínica**. Boletim de Psicologia, [S.l.], v. 55, n. 123, p. 177-188, 2005.

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

ROMMING, C.; HANSEN, V.; GJONNER, J. **Acta Crystallogr. Sect. B Struct. Crystallogr. Crys. Chem.**, 1994, vol. B50 (3), pp. 307–12.

SEIFEDDINE, S.; JOHANSSON, S.; SVENSSON, I. L. **The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al–Si- based alloys**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 490, n. 1-2, p. 385–390, ago. 2008.

SHEN, X. et al. **Effect of Cooling Rate on the Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Iron-Rich Al–Si Alloy**. *Materials*, v. 15, n. 2, p. 411, 6 jan. 2022.

SILVA JUNIOR, A. R.; 2008. **Determinação das propriedades mecânicas da liga A356 conformada por spray para diferentes teores de ferro e condições de processamento**. 84 f. Dissertação (Mestrado)-Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

TAYLOR, J. A. **Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys**. *Procedia Materials Science*, v. 1, p. 19–33, 1 jan. 2012.

TERZI, S. et al. **In situ study of nucleation and growth of the irregular α -Al/ β -Al₅FeSi eutectic by 3-D synchrotron X-ray microtomography**. *Acta Materialia*, v. 58, n. 16, p. 5370– 5380, set. 2010.

TUNÇAY, T.; BAYOĞLU, S. **The Effect of Iron Content on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Cast Alloy**. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 48, n. 2, p. 794–804, 11 jan. 2017.

VASCONCELOS, A. et al. **Influence of the dendritic microstructure and β -Al₅FeSi phase on the wear characteristics in a horizontally solidified Al-7Si-0.4Mg-1.2Fe alloy**. *Materials Today Communications*, v. 26, p. 102099, mar. 2021.

WU, Xiaoyan; ZHANG, Huarui; ZHANG, Fengxiang; MA, Zhen; JIA, Lina; YANG, Bo; TAO, Tongxiang; ZHANG, Hu. **Effect of cooling rate and Co content on the formation of Fe-rich intermetallics in hypoeutectic Al₇Si_{0.3}Mg alloy with 0.5%Fe**. *Materials Characterization*, [S.L.], v. 139, p. 116-124, maio 2018. Elsevier BV.

XIAOCHUN, L.; YANG, Y.; WEISS, D. **Theoretical and experimental study on ultrasonic dispersion of nanoparticles for strengthening cast Aluminum Alloy A356.** Metallurgical Science and Technology, v. 26, n. 2, 2013.

APÊNDICE A – MEDIÇÕES DOS INTERMETÁLICOS β -Al₃FeSi – IMAGEJ®

Tabela 01 – Amostras retiradas do fundo do corpo de prova.

CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 1 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
5	2,5	1,82	45,198	59,216	28,279	30,592	27,683
5	8,5	1,82	27,911	28,352	67,155	41,723	29,53
5	14,5	1,82	162,000	38,825	41,355	102,823	65,286
5	27,5	1,82	36,412	52,369	46,825	39,298	52,132
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
5	2,5	1,17	38,276	20,851	20,784	19,894	29,459
5	8,5	1,17	51,313	43,555	23,366	44,409	38,088
5	14,5	1,17	67,089	52,688	49,832	20,987	64,472
5	27,5	1,17	173,085	85,705	41,704	65,85	49,318
CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 3 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
5	2,5	1,82	504,746	430,314	388,094	752,963	367,172
5	8,5	1,82	470,113	1019,438	902,65	519,422	470,418
5	14,5	1,82	562,405	1016,49	538,381	481,058	639,28
5	27,5	1,82	1189,635	801,577	451,969	1241,392	646,64
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
5	2,5	1,17	1026,079	447,12	625,148	796,958	301,183
5	8,5	1,17	725,805	785,307	466,72	582,838	1315,397
5	14,5	1,17	1112,925	593,378	1131,784	602,244	618,279
5	27,5	1,17	573,082	1836,251	1389,283	1497,592	811,52

Fonte: Autor (2023)

Tabela 02 – Amostras retiradas do meio do corpo de prova.

CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 1 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
35	2,5	1,82	35,925	44,461	55,982	43,888	36,457
35	8,5	1,82	54,83	62,614	85,231	40,688	54,072
35	14,5	1,82	103,700	42,668	52,771	72,997	26,449
35	27,5	1,82	105,688	59,778	77,783	57,97	43,861
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
35	2,5	1,17	34,046	37,429	61,126	28,301	36,924
35	8,5	1,17	47,678	32,618	39,748	33,213	26,441
35	14,5	1,17	54,728	49,289	79,196	43,539	67,944
35	27,5	1,17	61,932	85,255	43,23	76,804	63,448
CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 3 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
35	2,5	1,82	530,514	517,21	519,94	635,613	555,311
35	8,5	1,82	1057,43	905,963	621,08	912,064	575,543
35	14,5	1,82	644,491	616,239	675,765	877,791	632,089
35	27,5	1,82	658,827	1179,901	925,78	577,44	404,427
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
35	2,5	1,17	1183,563	557,839	630,952	658,543	559,650
35	8,5	1,17	586,187	704,01	788,661	807,766	591,417
35	14,5	1,17	927,957	1261,244	1136,779	455,181	676,82
35	27,5	1,17	871,39	676,367	555,439	622,672	317,032

Fonte: Autor (2023)

Tabela 03 – Amostras retiradas do topo do corpo de prova.

CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 1 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
76	2,5	1,82	34,302	30,425	38,502	36,094	22,873
76	8,5	1,82	45,97	56,104	73,181	44,971	41,322
76	14,5	1,82	55,767	49,953	103,009	61,417	63,199
76	27,5	1,82	97,345	60,022	76,39	32,195	55,504
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
76	2,5	1,17	37,083	52,827	40,268	45,589	33,735
76	8,5	1,17	107,984	40,194	53,345	65,233	48,916
76	14,5	1,17	33,525	22,145	64,766	92,32	64,163
76	27,5	1,17	136,000	53,253	30,696	62,233	41,198
CONTAMINAÇÃO EM FERRO: 3 %wt							
Fundição em Temperatura Ambiente							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
76	2,5	1,82	344,853	532,541	578,496	602,808	535,903
76	8,5	1,82	624,96	950,341	1086,707	719,729	1110,948
76	14,5	1,82	1076,869	629,675	1444,556	532,348	709,274
76	27,5	1,82	514,004	700,298	427,344	493,561	397,073
Fundição em Molde Pré-Aquecido a 200 °C							
Pos. Longitudinal (mm)	Pos. Radial (mm)	Taxa Resf. (°C/s)	Med. 01 (µm)	Med. 02 (µm)	Med. 03 (µm)	Med. 04 (µm)	Med. 05 (µm)
76	2,5	1,17	312,579	743,672	369,219	297,915	375,609
76	8,5	1,17	832,013	1472,189	531,012	1213,876	1150,826
76	14,5	1,17	588,636	948,874	798,756	628,809	703,235
76	27,5	1,17	919,079	717,159	690,123	933,753	562,517

Fonte: Autor (2023)

APÊNDICE B – REGRESSÃO DA INTERAÇÃO ENTRE PORCENTAGEM DE FERRO E POSIÇÃO RADIAL

➤ %Fe * Pos.Radial

Utilizando as Tabelas 01, 02, 03 e 04 é possível construir uma regressão para cada posição radial através das Eq. (01), Eq. (02), Eq. (03), e Eq. (04), que permite determinar o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi para quaisquer porcentagens em peso de ferro. Como está sendo utilizado apenas duas variáveis de %Fe é possível utilizar tal regressão linear, que como mostrado nas Tabelas 01, 02, 03 e 04 apresentam um coeficiente de determinação (R²) de 100%.

Tabela 01 – Regressão para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 2,5 mm

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	-222.268233	52.90936721	-4.201	0.0000
b1	259.150600	23.66178835	10.952	0.0000

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\%Fe) \quad (01)$$

$$\text{Tamanho de fase} = -222,268233 + 259,150600 * (\%Fe)$$

Tabela 02 – Regressão para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 8,5 mm

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	-335.859417	52.90936721	-6.348	0.0000
b1	384.184583	23.66178835	16.236	0.0000

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\%Fe) \quad (02)$$

$$\text{Tamanho de fase} = -335,859417 + 384,184583 * (\%Fe)$$

Tabela 03 – Regressão para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 14,5 mm

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	-295.006167	52.90936721	-5.576	0.0000
b1	356.797767	23.66178835	15.079	0.0000

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\%Fe) \quad (03)$$

$$\text{Tamanho de fase} = -295,006167 + 356,797767 * (\%Fe)$$

Tabela 04 – Regressão para o desdobramento de %Fe na Pos.Radial de 25,5 mm

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	-295.041167	52.90936721	-5.576	0.0000
b1	360.381800	23.66178835	15.231	0.0000
R^2 = 100.00%				

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\%Fe) \quad (04)$$

$$\text{Tamanho de fase} = -295,041167 + 360,381800 * (\%Fe)$$

➤ **Pos.Radial * %Fe**

A Tabela 05 mostra o coeficiente de determinação (R^2) da regressão, que foi de 78,22%, indicando uma boa precisão do modelo. A equação da regressão quadrada (Eq. 05) permite estimar o comprimento do intermetálico β -Al₅FeSi em função da posição radial dentro da amostra com contaminação de 3% de ferro.

Tabela 05 – Regressão para o desdobramento de Pos.Radial na %Fe de 3%.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	496.632222	46.80151443	10.611	0.0000
b1	37.217690	7.78963543	4.778	0.0000
b2	-0.981528	0.24433419	-4.017	0.0001
R^2 = 78.22%				

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos.Radial}) + b_2 * (\text{Pos.Radial})^2 \quad (05)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 496,632222 + 37,217690 * (\text{Pos.Radial}) + -0,981528 * (\text{Pos.Radial})^2$$

APÊNDICE C – REGRESSÃO DA INTERAÇÃO ENTRE POSIÇÃO LONGITUDINAL E POSIÇÃO RADIAL

➤ Pos.Longitudinal * Pos.Radial

O coeficiente de determinação (R^2) da regressão, apresentado nas Tabelas 01 e 02, foi de 100%, indicando uma ótima precisão do modelo. As equações de regressão quadrática Eq. (01) e Eq. (02) devem ser aplicadas para essas tabelas, possibilitando estimar o comprimento de β -Al₅FeSi nas posições radiais 8,5 e 27,5 mm para qualquer posição longitudinal.

Tabela 01 – Regressão para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 8,5 mm.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	384.766431	52.78160032	7.290	0.0000
b1	-0.566914	3.48750599	-0.163	0.8710
b2	0.029746	0.04097125	0.726	0.4687

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos. Longitudinal}) + b_2 * (\text{Pos. Longitudinal})^2 \quad (01)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 384,766431 - 0,566914 * (\text{Pos. Longitudinal}) - 0,029746 * (\text{Pos. Longitudinal})^2$$

Tabela 02 – Regressão para o desdobramento de Pos.Longitudinal na Pos.Radial de 27,5.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	597.487526	52.78160032	11.320	0.0000
b1	-9.095922	3.48750599	-2.608	0.0098
b2	0.076833	0.04097125	1.875	0.0623

R² = 100.00%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos. Longitudinal}) + b_2 * (\text{Pos. Longitudinal})^2 \quad (02)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 597,487526 - 9,095922 * (\text{Pos. Longitudinal}) + 0,076833 * (\text{Pos. Longitudinal})^2$$

➤ **Pos.Radial * Pos.Longitudinal**

As Tabelas 03 e 04 mostram o coeficiente de determinação (R^2) da regressão, que foi de 97,12 % e 69,38%, respectivamente, indicando uma excelente precisão do modelo. As equações da regressão quadrática Eq. (03) e Eq. (04) deve ser utilizada para essas tabelas, permitindo estimar o comprimento de β -Al₅FeSi nas posições longitudinais 5 mm e 76 mm para quaisquer posições radiais.

Tabela 03 – Regressão para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 5 mm.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	285.115217	57.31991477	4.974	0.0000
b1	8.158110	9.54031604	0.855	0.3936
b2	0.055249	0.29924705	0.185	0.8537

R² = 97.12%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos.Radial}) + b_2 * (\text{Pos.Radial})^2 \quad (03)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 285,115217 + 8.158110 * (\text{Pos.Radial}) + 0.055249 * (\text{Pos.Radial})^2$$

Tabela 04 – Regressão para desdobramento de Pos.Radial na Pos.Longitudinal de 76 mm.

Parâmetro	Estimativa	SE	t para H0: Par=0	Pr> t
b0	198.644274	57.31991477	3.466	0.0007
b1	37.280186	9.54031604	3.908	0.0001
b2	-1.167578	0.29924705	-3.902	0.0001

R² = 69.38%

Fonte: Autor (2023)

$$\text{Tamanho de fase} = b_0 + b_1 * (\text{Pos.Radial}) + b_2 * (\text{Pos.Radial})^2 \quad (04)$$

$$\text{Tamanho de fase} = 198,644274 + 37,280186 * (\text{Pos.Radial}) - 1,167578 * (\text{Pos.Radial})^2$$