



GABRIEL HENRIQUE DE PAULA ALVES PEREIRA

**INTERFERÊNCIA DE TEORES DE FERRO E TAXAS DE RESFRIAMENTO
NA POROSIDADE DA LIGA A356**

LAVRAS - MG

2023

GABRIEL HENRIQUE DE PAULA ALVES PEREIRA

**INTERFERÊNCIA DE TEORES DE FERRO E TAXAS DE RESFRIAMENTO
NA POROSIDADE DA LIGA A356**

Trabalho de Conclusão de
Curso apresentado à
Universidade Federal de
Lavras como parte das
exigências para obtenção do
título de Bacharel em
Engenharia Mecânica.

Prof. Dr. Filipe Augusto Gaio de Oliveira

Orientador

LAVRAS – MG

2023

Dedico este trabalho à Deus e minha família.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por minha sabedoria e saúde, a minha família por possibilitar minha formação até o presente momento e conclusão de minha graduação, ao meu pai José Maria, minha mãe Rosana e minha irmã Ana Virgínia. Ao professor Filipe Augusto, por ter sido meu orientador e ter desempenhado esse encargo com atenciosidade e dedicação, além da disponibilização dos recursos já existentes em sua pesquisa, possibilitando a realização do presente estudo. Aos amigos próximos que se fizeram presentes e fundamentais para que a trajetória acadêmica fosse um período especial em minha vida. À instituição de ensino UFLA, essencial ao meu processo de formação profissional, pelo fornecimento de dados e materiais que foram fundamentais para o desenvolvimento da pesquisa que permitiu a realização deste trabalho. A todos aqueles que contribuíram, de alguma forma, para a execução deste trabalho.

RESUMO

Atualmente, ligas de alumínio são as mais utilizadas para processamento de peças fundidas comerciais. No entanto, a problemática quanto ao uso de ligas Al-Si recicladas se dá ao fato de partículas de ferro se incorporarem à sua microestrutura, resultando no desenvolvimento de porosidade. No presente trabalho, ligas A356 com teores de ferro de 0,2%, 1% e 3% fundidas à taxas de temperatura de 1,81 °C/s e 1,17 °C/s, foram inspecionadas a fim de estudar a relação destas condições com o desenvolvimento de porosidade. Corpos de prova provenientes de fundições em moldes a temperatura ambiente e em moldes pré-aquecidos a 200 °C foram utilizados para quantificação da porosidade existentes nos mesmos, a partir do Princípio de Arquimedes. Também foi realizada a medição dos tamanhos dos poros por estereoscopia. A análise de variância (ANOVA) foi adotada para análise estatística dos dados obtidos no experimento, e em seguida, a partir de imagens realizadas por ensaios MEV, foi realizada uma caracterização microestrutural para comparação com os resultados encontrados. Observou-se discussões não condizentes com o observado na literatura, como maiores taxas de resfriamento da liga não garantirem menor formação de intermetálicos e conseqüentemente, serem mais viáveis para não ocorrência de porosidade. Nota-se também, que maiores contaminações por ferro não causam necessariamente aparecimento de mais poros. A contaminação contribuiu para o não aparecimento de poros. O tamanho das fases β aumentaram pelas maiores contaminação por ferro, causando maior fragilização da liga, no entanto não foi encontrada maior quantidade de poros, mostrando que outros fatores não discutidos mais afundo afetam a estrutura. A análise de variância também foi adotada para observação da influência da contaminação por ferro no tamanho do poro, constatando que a mesma acarreta tal aumento e conseqüentemente, perda de propriedades mecânicas da liga.

Palavras-chave: Alumínio. Fundições. Temperatura. Contaminação.

ABSTRACT

Currently, aluminum alloys are the most used for processing commercial castings. However, the problem regarding the use of recycled Al-Si alloys is due to the fact that iron particles are incorporated into their microstructure, resulting in the development of porosity. In the present work, A356 alloys with iron contents of 0.2%, 1% and 3% cast at temperature rates of 1.81 °C/s and 1.17 °C/s were inspected in order to study the relationship these conditions with the development of porosity. Specimens from foundries in molds at room temperature and in molds preheated to 200 °C were used to quantify the existing porosity in them, based on Archimedes' Principle. Pore sizes were also measured by stereoscopy. The analysis of variance (ANOVA) was adopted for the statistical analysis of the data obtained in the experiment, and then, from images taken by SEM tests, a microstructural characterization was performed for comparison with the results found. Discussions were observed that were not consistent with what was observed in the literature, such as higher alloy cooling rates not guaranteeing less intermetallic formation and, consequently, being more viable for the non-occurrence of porosity. It is also noted that greater iron contamination does not necessarily cause the appearance of more pores. Contamination contributed to the non-appearance of pores. The size of the β phases increased due to greater iron contamination, causing greater embrittlement of the alloy, however, a greater amount of pores was not found, showing that other factors not discussed further affect the structure. Analysis of variance was also adopted to observe the influence of iron contamination on pore size, noting that it causes such an increase and, consequently, loss of mechanical properties of the alloy.

Keywords: Aluminum, Foundries, Temperature, Contamination.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Porosidade no alumínio em diferentes proporções.	19
Figura 2 - Princípio de funcionamento de um estereoscópio representado esquemáticamente.....	24
Figura 3 - Corpos de prova da liga A356.	26
Figura 4 - Balança de precisão analítica.	27
Figura 5 - Proveta volumétrica com capacidade de 1000 mL.	27
Figura 6 - Estereoscópio SZ810.	31
Figura 7 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (porosidade) a partir do teste Scott- Knott para Contaminação.	36
Figura 8 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.	38
Figura 9 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (porosidade) a partir do teste Scott- Knott para Taxa de resfriamento.	39
Figura 10 - Imagem 300x02 da amostra A0 e 300x03 da amostra B0.	45
Figura 11 - Imagem 100x12 da amostra A1 e 100x05 da amostra B1.	46
Figura 12 - Imagem 100x13 da amostra A3 e 100x14 da amostra B3.	46
Figura 13 - Poro com ampliação pelo estereoscópio da amostra A0 -3.	53
Figura 14 - Marcação de área do poro com ampliação pelo estereoscópio da	54
Figura 15 - Marcação de comprimento do poro com ampliação pelo estereoscópio da amostra A0 - 3.	54
Figura 16 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (comprimento dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Contaminação.	57
Figura 17 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.	58
Figura 18 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (comprimento dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Posição.	60
Figura 19 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (área dos poros) a partir do teste Scott- Knott para Contaminação.	63
Figura 20 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.	64
Figura 21 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (área dos poros) a partir do teste Scott- Knott para Posição.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga A356.	14
Tabela 2 - Propriedades da liga A356.	15
Tabela 3 - Massas e volumes para as amostras resfriadas a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s com 0,2%, 1% e 3% de contaminação por ferro.	33
Tabela 4 - Massas específicas para as amostras resfriadas a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s com 0,2%, 1% e 3% de contaminação por ferro.	34
Tabela 5 - Análise de variância para % de porosidade.....	35
Tabela 6 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.....	35
Tabela 7 – Regressão linear para o fator de variação Contaminação.....	37
Tabela 8 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.....	38
Tabela 9 - Análise do desdobramento de contaminação dentro de cada Taxa de resfriamento.....	40
Tabela 10 - Teste Scott-Knott para o desdobramento de contaminação dentro de cada taxa de resfriamento.....	41
Tabela 11 - Análise do desdobramento da taxa de resfriamento dentro de cada contaminação.....	42
Tabela 12 - Teste Scott-Knott para o desdobramento da taxa de resfriamento dentro de cada contaminação.....	43
Tabela 13 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)....	48
Tabela 14 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua) ...	49
Tabela 15 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)....	50
Tabela 16 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua) ...	52
Tabela 17 - Análise de variância para comprimento.	55
Tabela 18 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.....	56
Tabela 19 - Regressão linear para o fator de variação Contaminação.....	57
Tabela 20 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.....	59
Tabela 21 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Posição.	59

Tabela 22 - Tabela de análise de variância para área.	61
Tabela 23 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.....	62
Tabela 24 - Regressão linear para o fator de variação Contaminação.....	63
Tabela 25 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.....	65
Tabela 26 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Posição.	65

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
1.1 OBJETIVO	12
2. REFERENCIAL TEÓRICO	13
2.1 Ligas de Alumínio	13
2.2 Liga A356.....	14
2.3 Fase intermetálica α e β	15
2.3.1 Fase β – Al_5FeSi	16
2.4 Efeito do teor de ferro em ligas Al-Si	17
2.5 Porosidade	18
2.6 Método de Arquimedes	22
2.8 Estereoscopia.....	22
3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1 Corpos de prova.....	25
3.2 Massa específica.....	26
3.2.1 Método de Arquimedes	28
3.3 Análise estatística	29
3.4 Estereoscópio.....	31
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
4.1 Massas específicas.....	33
4.2 Caracterização de imagem - MEV	44
4.3 Estereoscópio.....	47
5. CONCLUSÃO	68
6. REFERÊNCIAS.....	69

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, peças fundidas de alumínio têm ganhado grande notoriedade na indústria em geral, como automotiva e aeronáutica conforme Gopikrishna (2013) e Guterres (2019). De acordo com Serrano *et al.* (2016) e Guterres (2019), com produção atribuída a baixos custos, alta resistência considerando o peso e boa fluidez, ligas de alumínio se tornaram um caminho viável para componentes de engenharia baratos e leves.

Segundo Hossain *et al.* (2013) e Guterres (2019), na indústria automotiva, o uso dessas ligas é recorrido almejando redução do consumo de combustíveis por automóveis, sendo a adesão a peças com alta resistência e baixo peso um fator atraente, por requerer menos energia para se mover, melhorar a relação peso-potência que leva a uma aceleração mais rápida, ter resposta de direção mais precisa, dentre outros fatores.

Atualmente, ligas de alumínio são as mais utilizadas para processamento de peças fundidas comerciais, sendo tal fato devido as propriedades mecânicas desses materiais serem passíveis a melhoramento por meio de tratamentos térmicos. No entanto, de acordo com Freitas (2019), a problemática quanto ao uso de ligas Al-Si recicladas, deve-se ao fato de partículas de ferro se incorporarem à sua microestrutura.

A solubilidade baixa que o ferro possui no alumínio causa as partículas intermetálicas, determinadas pelas fases α e β . A existência da fase β é proporcional ao aumento da porosidade nas ligas, devido a precipitação das placas de ferro impedirem que os espaços entre as ramificações sejam completos pelo metal em estado líquido, segundo Moustafa (2009). A partir disso, a liga A356 com diferentes teores de ferro foram estudadas, a fim de inspecionar a relação do teor de ferro com a presença de porosidade.

A porosidade é uma falha comumente encontrada em peças fundidas de ligas de alumínio, comprometendo suas propriedades mecânicas. Portanto, é de suma importância conduzir estudos abrangentes sobre a porosidade, a fim de compreender melhor essa questão, incluindo suas causas e fatores contribuintes. Essa análise aprofundada permite um melhor entendimento das falhas relacionadas à porosidade e auxilia na busca por soluções adequadas para atenuar esse problema.

1.1 OBJETIVO

O objetivo consiste em estudar a porosidade em corpos de prova de ligas de alumínio A356 contaminadas com diferentes teores de ferro, relacionando densidade e porosidade, combinadas a medição do tamanho de poros.

Especificamente, objetiva-se:

- Mensurar porosidade das ligas em 6 condições diferentes (combinação entre 3 por contaminação por ferro e 2 por taxa de resfriamento);
- Investigar a interferência dos parâmetros estudados no aparecimento de porosidade na liga;
- Discutir correlação entre as porosidades obtidas experimentalmente e a bibliografia estudada;
- Mensurar tamanhos dos poros nas amostras;
- Investigar a interferência dos parâmetros estudados no tamanho dos poros na liga;
- Discutir correlação entre os tamanhos dos poros obtidos experimentalmente e a bibliografia estudada.

2. REFERENCIAL TEÓRICO

A revisão da literatura assume notória importância, mediante ao fato de que as microestruturas das ligas de alumínio submetidas a determinadas condições, apresentarem comportamentos que variam suas propriedades mecânicas. Peças fundidas de alumínio são recorridas com grande frequência na indústria, devido aos menores custos em sua produção, boa resistência e menor peso.

2.1 Ligas de Alumínio

As propriedades mecânicas das ligas de alumínio são dependentes de sua microestrutura. Segundo Dobrzanski, Borek e Maniara (2006) e Guterres (2019), a velocidade de resfriamento afeta parâmetros que controlam as propriedades da peça, como o espaçamento dos braços dendríticos secundários durante a solidificação do metal líquido.

Segundo Puparattanapong e Limmaneevichitr (2016), em peças fundidas de ligas de alumínio a porosidade é uma avaria que acontece com maior frequência, pois partículas ferrosas são incorporadas em sua microestrutura, causando fases intermetálicas pela baixa solubilidade do ferro no alumínio. Espaços entre as ramificações não são preenchidos pelo metal líquido, pois a precipitação das placas espessas de ferro impede esse efeito.

A existência de porosidade é seguida por uma diminuição nas propriedades mecânicas, como tensão de ruptura, ductilidade e resistência à fadiga, dentre outras. Considerando aplicabilidade industrial, a porosidade é tida como a principal causa de rejeição de peças fundidas. (GUTERRES, 2019)

Por Broca (2015), no que se refere a classificação na produção, o alumínio pode ser dividido em parte primária e secundária. O alumínio primário é fabricado através do minério de bauxita, por processamentos, até a obtenção da alumina ou óxido de alumínio (Al_2O_3), não sendo encontrado em forma de metal. O alumínio em condição primária é submetido ao lingotamento e fundição contínua por vazamento vertical e

horizontal. É seguido por técnicas de aplicações como extrusão, laminação, fundição e forjamento, de acordo com Cardoso *et al.* (2011) e Figueiredo (2021). O processo Hall-Hérout, foi considerado viável para a obtenção desse material em forma metálica por redução de alumina.

O alumínio secundário é alcançado pelo reprocessamento de sucatas obtidas por reciclagem e restos de processos de transformação, segundo Capelari (2006) e Figueiredo (2021). Esse tipo equivale a 1/3 do total de alumínio consumido no mundo precisando de 5% da energia necessária para a obtenção do produto primário. (FIGUEIREDO, 2021)

2.2 Liga A356

A liga de alumínio-silício-magnésio A356 ($Al_7Si_{0,3}Mg$) é conhecida por apresentar uma alta facilidade de realização do processo de fundição. Segundo Silva (2008) e Wang (2022), tem como características em destaque média resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa usinabilidade e ótima fluidez sob pressão. Em geral, é usada em condição solubilizada e envelhecida artificialmente em T6.

Em sua condição bruta de fundição, a liga possui microestrutura composta por dendritas de solução sólida rica em alumínio e partículas de silício, o que forma um eutético com irregularidades. Há a possibilidade da existência de outras fases possuindo alumínio (Al), silício (Si), ferro (Fe) e magnésio (Mg) na forma de precipitados na matriz ou regiões interdendríticas. (HASKEL, 2009)

De acordo com Aluminum Association, por ASM – Castings (2002), as especificações da composição química da liga A356 estão contidas na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química da liga A356.

Elementos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
% presente na liga A356	6,5 – 7,5	0,2	0,25	0,1	0,2 – 0,45	0,1	0,25	0,15

Fonte: Adaptado de ASM Handbook Casting (2002).

Algumas propriedades da liga A356 estão contidas na Tabela 2, de acordo com ASM (2004).

Tabela 2 - Propriedades da liga A356.

Propriedades	Valores
Densidade (g/cm³)	2,679 a 20 °C
Calor específico (J/(kg.k))	963 a 100 °C
Calor latente de fusão (°C)	615
Temperatura em estado sólido (°C)	555
Temperatura de fusão (°C)	675 a 815 °C
Temperatura de vazamento (°C)	675 a 790 °C

Fonte: ASM (2004).

2.3 Fase intermetálica α e β

Segundo Fankhänel *et al.* (2022), quanto ao processamento de fundidos de alumínio de alta qualidade, altos índices de impurezas são difíceis de serem evitadas na adesão ao produto, dando enfoque na produção secundária de alumínio, tornando a limpeza do fundido imprescindível. Essas inclusões influenciam diretamente as propriedades físicas das peças fundidas, podendo ocasionar falhas no processamento da peça já acabada. Também podem agir como sítios de nucleação preferenciais para a formação de porosidade durante o processo de solidificação. A porosidade nessas peças resulta em perdas de qualidade, podendo dificultar processos de usinagem, tendo menor dureza ou causando desgaste excessivo de ferramentas.

Durante a solidificação, à medida que o metal líquido se solidifica e contrai, pode ocorrer a retração do material ao redor das inclusões ou precipitados de ferro, como visto em Seifeddine (2008), resultando em poros maiores. Esses poros tendem a se formar nas proximidades das inclusões, pois o metal ao redor não tem uma solidificação contínua e uniforme, o que favorece a formação de cavidades.

Segundo Seifeddine (2008), a existência de ferro em ligas de fundição de alumínio causa um aumento na precipitação das fases intermetálicas α -Al (Fe,Mn)Si e β -AlFeSi, e como explica Freitas (2019), é devido à baixa solubilidade do ferro no alumínio, formando as partículas intermetálicas. Essas fases em forma de plaquetas interceptadoras e longas, podem se apresentar como agulhas dependendo da microestrutura, o que promove propriedades mecânicas inapropriadas.

As fases intermetálicas podem comprometer a resistência à tração e ductilidade das ligas de forma a degradá-las. Afetam também a fundibilidade do material, considerando que se formam na fase de solidificação do eutético, o que tem relação com a alimentação interdendrítica, causando assim porosidade ao corpo. O controle da concentração de ferro em ligas de fundição se torna imprescindível. (SEIFEDDINE, 2008)

O fator resfriamento impacta diretamente a cinética de equilíbrio e quantidades de fase de ferro da microestrutura, sendo que quando há uma baixa taxa, a precipitação da fase é promovida.

Considerando os Al-Fe-Si, existem duas fases ternárias em equilíbrio com o alumínio, sendo elas Al_8Fe_2Si , denominada α -AlFeSi, e Al_5FeSi , denominada β -AlFeSi.

2.3.1 Fase β – Al_5FeSi

A fase intermetálica β Al_5FeSi causa efeitos negativos às propriedades, sendo determinada pelo teor de ferro e condições de fusão e solidificação da liga. A formação desse intermetálico acontece entre reações, iniciando com a formação da fase alumínio- α , e finalizando com a formação do eutético ternário AlSi - Al_5FeSi . (FREITAS, 2019)

A morfologia de agulhas da fase β -AlFeSi causa aumento na concentração de tensões o que leva as fases do tipo β a serem prejudiciais com a redução da ductilidade da liga. O tamanho das agulhas ou placas, tendem a aumentar a partir do aumento do

teor de ferro presente na liga e com redução da taxa de resfriamento, mostrando que o comprimento médio dessas agulhas afeta as propriedades mecânicas da liga negativamente. A fase β é considerada diretamente proporcional ao aumento da porosidade. (FREITAS, 2019)

Grandes agulhas de β -AlFeSi se formam no líquido e na reação eutética principal quando a solidificação das ligas de alumínio com ferro acontece a baixo resfriamento. Quando o mesmo é elevado, a formação de α -AlFeSi que acontece da fase líquida a reação eutética principal, é beneficiada. (FREITAS, 2019)

O aumento do superaquecimento do fundido ou a taxa de resfriamento aumenta a concentração de ferro que é preciso para a estruturação da fase Al₅FeSi. Em concentrações menores de Fe (~0,15%), a formação da fase intermetálica de ferro acontece em seções espessas de fundição quando a cristalização é demorada. (MOUSTAFA, 2009)

A contaminação por ferro influencia diretamente as propriedades físicas das peças fundidas, podendo afetar a fluidez do metal líquido e sua capacidade de preencher corretamente a cavidade do molde, segundo Fankhänel *et al.* (2022). Isso pode resultar em áreas com menor densidade ou fluxo restrito de metal líquido, levando à formação de poros maiores nessas regiões.

De acordo com Taylor (2012), a fase beta se forma em meio líquido inicialmente, e por isso exerce papel de substrato sólido, o que contribui para ocorrência de nucleação heterogênea na liga.

2.4 Efeito do teor de ferro em ligas Al-Si

De acordo com Taylor (2012), o ferro tem o potencial de degradar seriamente a fundibilidade de ligas a base de Al-Si, formando porosidade em tendência aumentada quando em altos níveis, porém, não há concordância universal. O autor explica que altos

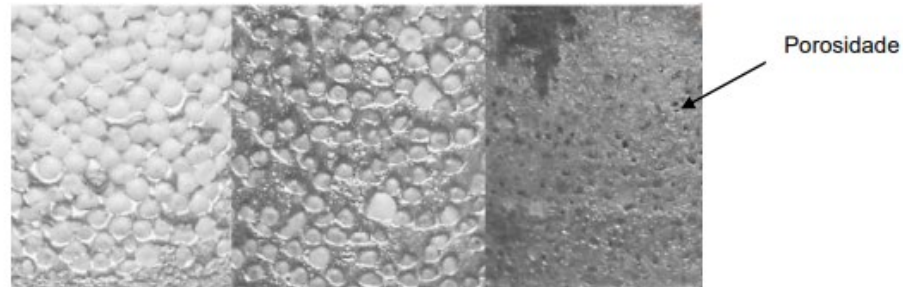
níveis de ferro resultam em mais partículas que então atuam como locais de nucleação para porosidade, sendo que este mecanismo não resiste a avaliação que alguns poros em estreita associação com as plaquetas são coincidência, e não causa e efeito.

Ainda segundo Taylor (2012), investigações realizadas observaram a existência de um teor crítico de ferro que depende do nível de silício da liga. Níveis de ferro acima do crítico resultaram em uma sequência de solidificação que viu a formação de plaquetas de fase - antes da solidificação do eutético Al-Si e, quando isso ocorreu, houve uma tendência aumentada de formar defeitos de porosidade de contração extensos e prejudiciais. Assim, foi proposto que a porosidade do defeito ocorreu porque os grãos eutéticos de Al-Si nuclearam nessas plaquetas anteriores e foi isso que levou à rápida quebra na permeabilidade e, portanto, à alimentação. Observou-se também que um nível mínimo de porosidade total ocorria em teores críticos de ferro, mostrando que essa baixa porosidade é uma característica especial de algumas composições de ligas. É apresentado também no estudo de Taylor (2012), que o efeito prejudicial do ferro na formação de porosidade é proeminente em regiões de fundidos com condições de solidificação marginal.

2.5 Porosidade

Segundo Fankhänel *et al.* (2022), a porosidade em peças resulta em perdas indesejáveis de qualidade, sendo um defeito muito encontrado e de grande prejuízo. Tem alternância em quantidade e tamanho de acordo com a aplicabilidade, como mostrado na Figura 1 de acordo com Souza (2015). Esse efeito é lesivo quanto as propriedades mecânicas como ductilidade, resistência a tração e resistência a fadiga.

Figura 1 - Porosidade no alumínio em diferentes proporções.



Fonte: Souza (2015).

Na solidificação, a porosidade pode ser resultado da precipitação de hidrogênio pelo metal em estado líquido, o que ocasiona contração nessa etapa. Com isso, quando reage com a cavidade do molde em contato, há produção de bolhas de aprisionamento de gases em oxidação sob temperaturas elevadas, gerando porosidade (MOREIRA, 2017).

De acordo com Fankhänel *et al.* (2022), na solidificação, a precipitação de hidrogênio acomete o aumento da porosidade e a diminuição da qualidade do fundido. Isso ocorre, por causa da diferença existente entre a solubilidade do hidrogênio e o metal líquido e sólido, sendo a primeira altamente presente em ligas de alumínio e dependentes da temperatura. A vasta porosidade de hidrogênio leva a deterioração da resistência, tenacidade e qualidade em componentes.

Segundo Wang (2022), a formação de porosidade não está apenas relacionada com o processo de solidificação, mas também associado ao conteúdo de gás no fundido antes desse processo. De acordo com Cheng *et al.* (2020), na solidificação, o volume da liga é continuamente reduzido devido à solidificação por contração. O volume reduzido da liga pode ser compensado pela fusão de alimentação, sendo que a quantidade depende da interrupção do grau do fluxo de fusão e fração sólida. O fluxo de fusão pode ser obstruído ou completamente bloqueado durante o processo de solidificação, causando o isolamento dos poros e resultando em porosidade.

A porosidade possui grande influência sobre a densidade do material, podendo acarretar em alguns problemas em utilizações específicas, segundo Steedman (2012). A velocidade de resfriamento do fundido influencia na formação de porosidade, sendo que

um resfriamento rápido a taxa de solubilidade de hidrogênio tem um declínio significativo, dificultando ao hidrogênio se acoplar no alumínio. No resfriamento lento, o hidrogênio é muito solúvel em um maior intervalo de tempo, ocasionando maior concentração de poros formados no fundido.

Ainda de acordo com Steedman (2012), a massa específica se relaciona com a porosidade do material, sendo que aqueles com maior densidade possuem maior concentração de massa, e, portanto, apresentam menos poros.

Como explica Moura *et al.* (2013), a densidade absoluta ou massa específica de um corpo homogêneo, é dada pela razão entre sua massa (M) e seu volume (V), conferindo uma quantidade massa em uma unidade de volume. É expressa pelo Sistema Internacional de Unidades quilograma por metro cúbico (kg/m³) ou grama por centímetro cúbico (g/cm³). Na Equação 1 está a formulação para este cálculo, segundo Trans Indian. Inst. Met. (2021):

$$\rho = \frac{M}{V} \quad (1)$$

Em que:

ρ : é a massa específica da amostra (g/cm³)

M: é a massa da amostra (g)

V: o volume da amostra (cm³);

Apresentar maior massa específica indica menor porosidade em ligas de alumínio fundidas, devido ao fato de a porosidade diminuir sua área efetiva.

De acordo com Trans Indian. Inst. Met. (2021), a porcentagem de porosidade de um corpo de prova é calculada pela relação da densidade teórica menos a densidade observada dividido pela densidade teórica vezes 100, dada pela Equação 2.

$$\%Porosidade = \frac{\rho_{teórica} - \rho_{observada}}{\rho_{teórica}} \times 100 \quad (2)$$

Em que:

$\rho_{teórica}$: Densidade da amostra sem poros, de acordo com a bibliografia (g/cm³)

$\rho_{observada}$: Densidade observada da amostra (g/cm³)

Para cálculo da porcentagem de porosidade para cada amostra, um valor de densidade teórica de 2,679 g/cm³ é considerada como a densidade total (teórica) para fundição da liga A356.

Conforme Serrano *et al.* (2020), os poros apresentam diferentes graus de nocividade a ligas metálicas, dependendo da sua capacidade de redução ou não do período N de ciclos de fadiga, sendo que pobres propriedades de resistência à fadiga limitam seu uso a peças. É observado que a nocividade dos poros depende de parâmetros como tamanho, morfologia e localização (superfície, subsuperfície ou poros internos). Ainda segundo Serrano *et al.* (2020), poros maiores tem maior capacidade de redução dos ciclos de fadiga, sendo mais propícios à propagação de trincas, logo, são mais prejudiciais a peças e ferramentas. O autor também comenta sobre a existência de um tamanho crítico para o poro, onde a vida em fadiga começa a ser limitada após ultrapassagem deste tamanho, por outras características microestruturais como partículas intermetálicas ricas em Fe, sendo esta criticidade definida referente a cada estudo.

A concentração de tensão é observada ao longo dos contornos dos poros, logo, poros maiores são mais prejudiciais ao metal por apresentarem maior concentração de tensão que poros de menor área e comprimento. Isso se dá devido ao fato de altos níveis de tensão que ocorrem dentro do ligamento propagarem trincas e conseqüentemente falha. Sabe-se que o metal é mais resistente quando uma força sobre ele exercida é distribuída em sua área e não concentrada, assim, a tensão concentrada em peças resulta em mal uso de ferramentas.

Outra discussão importante no estudo de Serrano *et al.* (2020), é a possibilidade de aumento a resistência ao crescimento de pequenas trincas por meio da redução do tamanho médio de poros, ressaltando como poros menores apresentam menos

malefícios. Tamanhos de poros menores acarretam comprimentos de deslizamento mais curtos, limitando a ocorrência de escorregamento, e também o empecilho de aumento da probabilidade de crescimento de pequenas trincas devido aos limites dos poros.

2.6 Método de Arquimedes

O Princípio de Arquimedes pode ser descrito a partir do entendimento de um fluido em equilíbrio agindo sobre um corpo imerso, segundo Barbosa e Breitschaft (2005). Ele explica que existe uma força em sentido vertical para cima a qual tem intensidade equivalente à do peso do volume de fluido deslocado, determinada como força de empuxo.

A força empuxo não é estudada na presente pesquisa, somente a massa específica. Por meio de balança de precisão elevada, se obtém a massa, e o volume se dá pela diferença de volume inicial pelo final no recipiente observado, estando o corpo submerso em líquido, sendo recomendado água. O volume inicial é a quantidade de líquido presente no recipiente antes da submersão acontecer, e o final, após a submersão. Assim, é possível encontrar a massa específica por meio da Equação 1.

De acordo com Cardoso *et al.* (2022), ao submergir no líquido um corpo com forma e volume iguais aos da porção líquida em análise, não há alteração das condições de equilíbrio para o líquido. Assim, as forças hidrostáticas com resultante de empuxo E , continuam equilibrando o peso P do líquido que foi rearranjado pelo corpo. Sob essa ótica, no entanto, o empuxo age sobre o corpo equilibrando seu peso.

2.8 Estereoscopia

Segundo Cardoso (2019), a prática de recriar a realidade tem acompanhado a humanidade desde os tempos mais remotos, passando pela invenção do estereoscópio, que reproduz a sensação de perspectiva e profundidade que naturalmente percebemos ao nosso redor. A constante busca por aprimorar essa forma de representação resultou no

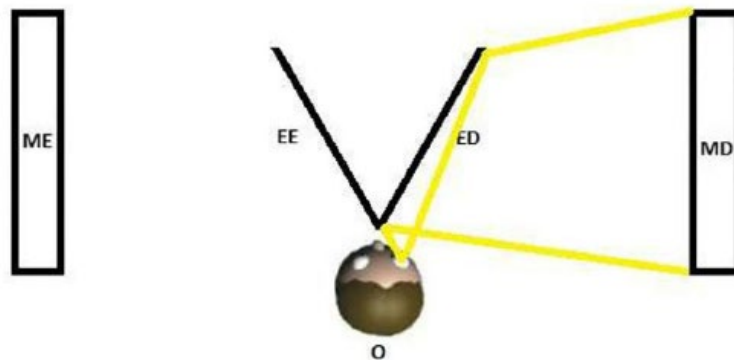
desenvolvimento da tecnologia 3D, que foi incorporada aos cinemas, televisores e computadores.

A concepção de imagens tridimensionais é baseada na técnica da estereoscopia, que envolve a sobreposição de duas imagens planas de um mesmo objeto, ligeiramente distintas devido à diferença de enquadramento, criando a sensação de profundidade. A palavra "estereoscopia" tem origem em dois termos gregos que significam "visão" e "sólido" de acordo com Tomoyose (2010). Essa técnica permite simular a visão binocular do ser humano e de alguns animais. A visão estereoscópica resulta da nossa fisiologia óptica, uma vez que temos dois olhos voltados para a mesma direção e separados um do outro.

O estereoscópio trata-se de um dispositivo composto por um par de lentes convexas montadas em um suporte, projetado para eliminar a possibilidade de sobreposição entre as visões direita e esquerda, devido à separação física entre elas. Uma vantagem desse aparelho é que o usuário tem a capacidade de ajustar tanto a distância de visualização quanto a distância pupilar entre as lentes. Isso proporciona uma experiência personalizada e confortável ao usuário. (TOMOYOSE, 2010)

No início do século XIX, antes mesmo da consolidação da fotografia, o cientista inglês Sir Charles Wheatstone desenvolveu o estereoscópio em 1838, inspirado pelas experiências de Leonardo da Vinci e pelos primeiros binóculos primitivos, conforme relatado por Maschio (2008). O princípio de funcionamento é simples, sendo utilizados dois espelhos posicionados em um ângulo de noventa graus diante de cada olho do observador. Ele visualiza as fotografias ou desenhos de um par estéreo, que estão localizados paralelamente, um ao lado do outro, a noventa graus do seu campo de visão, tanto à esquerda quanto à direita, como explicado por Lunazzi, França e Mori (2015). A Figura 2 representa esquematicamente este princípio de funcionamento.

Figura 2 - Princípio de funcionamento de um estereoscópio representado esquematicamente.



Fonte: Lunazzi, França e Mori (2015).

No esquema, o observador, representado por 'O', se depara com dois espelhos, 'EE' e 'ED', um à direita e outro à esquerda, ambos posicionados a um ângulo de 45° em relação à sua visão. Essa configuração permite que o observador seja capaz de enxergar as imagens de dois monitores, 'ME' e 'MD', posicionados à direita e à esquerda, respectivamente, ambos a um ângulo de 90° em relação à sua visão. O tracejado amarelo ilustra o campo de visão do observador.

Existem diversas técnicas que permitem a visualização de imagens tridimensionais, mas os princípios básicos envolvidos são os mesmos. Eles consistem em obter duas imagens do mesmo objeto com um deslocamento angular horizontal adequado entre elas e, em seguida, fazer com que cada olho visualize apenas uma das imagens. O cérebro realiza a fusão e ajuste dessas duas imagens, o que nos proporciona a sensação de imersão e profundidade. (TOMOYOSE, 2010)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Corpos de prova

As amostras do projeto em questão foram fundidas no Laboratório de Processos de Materiais no prédio da ABI – Engenharias do Departamento de Engenharia da Universidade Federal de Lavras (DEG UFLA), com um forno POB 1300/7, FORTLAB, de Janeiro de 2022 até Abril do mesmo ano. A fundição ocorreu sob baixa pressão, pela transferência do metal líquido para o interior de um molde para sua solidificação. Como visto em Taylor (2012), no processo de fundição outros fatores podem ser determinantes para aparecimento de porosidade em ligas de alumínio, como a pressão, sendo que aqueles com maior pressão apresentam tendência reduzida em aparecimento de poros.

As amostras da liga de alumínio A356 foram confeccionadas a partir de alumínio secundário com contaminação de ferro com 0,2%, 1% e 3%. Estes valores foram determinados considerando que o grupo de controle vai até 0,2%, sendo as ligas contaminadas até este valor base de comparação para o grupo que recebe o tratamento em teste, e de acordo com Seifeddine (2008), 1% de contaminação é um valor muito encontrado em ligas e 3% devido a extrapolação de contaminação devido a reciclagem.

O processo de fundição foi separado em duas categorias, sendo uma com corpos de prova fundidos em moldes em temperatura ambiente e a outra em moldes pré-aquecidos a 200 °C, a fim de se obter mais variação nas características no processo de produção. O material base para estudo são as amostras indicadas na Figura 3, possuindo de forma padronizada 102,5 mm de comprimento e 57 mm de diâmetro maior e 36 mm de diâmetro menor.

Figura 3 - Corpos de prova da liga A356.



Fonte: Do autor (2022).

O delineamento foi inteiramente casualizado, que consistiu nas 3 contaminações de ferro e 2 taxas de resfriamento ((A) no valor de $1,81 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ e (B) no valor de $1,17 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$), sendo estes valores aferidos por termopar no processo de fundição, advindos dos tratamentos térmicos que as amostras foram submetidas nas categorias de temperaturas.

O planejamento fatorial para a presente metodologia foi da combinação entre as 3 condições de contaminação por ferro e as 2 taxas de resfriamento as quais as amostras foram acometidas, resultando em 6 possíveis variações, sendo aplicado uma triplicata (3 repetições) para cada tratamento, totalizando 18 medições. Essas determinações foram estabelecidas para obtenção de variedade estatística, tanto na medição da massa quanto do volume.

3.2 Massa específica

Para determinação da massa específica experimental de cada amostra e posterior comparação com a massa específica teórica, foi usada a Equação 1. A massa foi obtida por uma balança de precisão analítica disponibilizada no Laboratório de Processos de Materiais no prédio da ABI - Engenharias do Departamento de Engenharia da UFLA,

com precisão 3 casas decimais (0,001), de modelo AG200 e marca GEHAKA indicada na Figura 4. As amostras foram identificadas e pesadas aleatoriamente. Em seguida, a partir do método de Arquimedes conforme apresentado (Barbosa and Breitschaft, 2005), foi realizado a medição dos volumes de cada amostra com uso de uma proveta volumétrica com capacidade de 1000 mL presente na Figura 5.

Figura 4 - Balança de precisão analítica.



Fonte: Do autor (2022).

Figura 5 - Proveta volumétrica com capacidade de 1000 mL.



Fonte: Do autor (2022).

Na proveta foi inicialmente colocado 500 mL de água destilada, sendo essa uma quantidade viável por conseguir cobrir todo o corpo de prova e também evitar transbordamento. O uso da água destilada se dá, conforme Barbosa e Breitschaft (2005), por ser condicionada a um processo de destilação que remove a maioria de suas impurezas e possíveis contaminantes, sendo este um fator importante neste experimento devido as impurezas interferirem na precisão dos resultados, bem como na reprodutibilidade.

Assim, o corpo foi inserido na proveta para observação do quanto a água subiria na medição e com isso, ser possível calcular o quanto de água foi deslocado com a submersão.

3.2.1 Método de Arquimedes

O método de Arquimedes basicamente consiste na subtração do volume final menos o volume inicial para quantificar o volume deslocado. Para evitar medições incorretas, fita isolante Classe C, com 18 mm de largura e 0,13 mm de espessura, foram cortadas, de maneira padronizada a fim de obter tamanhos iguais, e coladas nos furos superiores dos corpos de prova para evitar entrada de água no ato de submersão do corpo. Os mesmos foram colocados na proveta de maneira que os furos tampados pela fita ficassem na parte inferior do instrumento, evitando assim, entrada de ar de maneira irregular a cada medição. O volume contido neste furo foi mensurado e desconsiderado para fim da medição do volume total do corpo, devido ser muito pequeno e insignificante na interferência dos resultados na prática realizada. Em seguida, foi realizado o cálculo das massas específicas a partir da Equação 1, encontrando as massas específicas experimentais.

3.3 Análise estatística

A análise de variância (ANOVA) de dados experimentais compara a variação por causa de tratamentos com a variação devido ao acaso. De acordo com Girardi, Cargnelutti e Storck (2009) e Pagotto *et al.* (2021), esse é um procedimento estatístico geralmente utilizado para comparação de médias em tratamentos de interesse, com intuito de verificar a existência ou não de evidências de diferença entre eles. O método também permite, caso a diferença seja significativa, encontrar qual o melhor tratamento objetivado.

Como visto em Montgomery (2017), a hipótese de homogeneidade testada na ANOVA, é definida pela não diferenciação das médias populacionais dos tratamentos a um certo nível de significância, sendo expressa pela Equação 3:

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_a \quad (3)$$

Sendo a o número total de tratamentos do ensaio e μ_i a média populacional do i -ésimo tratamento, $i = 1, \dots, a$.

Os pares de média entre grupos que apresentam diferenciação, são adeptos ao teste da hipótese alternativa descrita pela Equação 4:

$$H_1: \mu_1 \neq \mu_2 \neq \dots \neq \mu_a \quad (4)$$

Se a hipótese nula for falsa, H_0 é rejeitado e H_1 aceito.

Ainda segundo Girardi, Cargnelutti e Storck (2009) e Pagotto *et al.* (2021), o teste básico usados para comparação das médias nos tratamentos na ANOVA foi proposto por Ronald Aylmer Fisher, é tido como teste z de Fisher. Atualmente, o teste foi substituído por um equivalente teste F de Snedecor, o teste F . Quando o teste F é significativo, a aplicação de testes de comparação de médias é feita, objetivando investigar possíveis diferenças entre pares de médias específicos ou combinações lineares dessas médias.

O valor F (ou F_c) representa o quanto a variável influencia no processo, quanto mais elevado ele for, maiores variações a condição em questão exercerá sob a pesquisa. Para considerar os F_c consideráveis enquanto influenciadores notórios no processo, compare-se o valor de F_c correspondente a ele com o P-valor (P_r) de significância. O nível de significância geralmente utilizado na engenharia é de 5%, representando que há 95% de chances de o resultado estar correto. Para $P_r < 0,05$, existe influência no processo, para $P_r > 0,05$ não existe esta influência, aplicando para cada fator de variação.

Para análise estatística, a partir do tratamento de dados, a análise de variância (ANOVA) e os testes de média foram feitos utilizando o software Sisvar® versão 5.6, com a probabilidade de 5% e adotando regressão para a variável Contaminação. No software, o método de Scott-Knott foi aplicado às variáveis Contaminação e Taxa de Resfriamento, com 0,05 nível de significância, sendo arranjadas em colunas. Conforme a revisão de Montgomery (2017), foi visto que quando se rejeita H_0 na análise de variância, prossegue-se com a aplicação de um teste de média, sendo o método Scott-Knott eficiente quanto a aplicação para comparação de diferentes tratamentos, separando médias dos tratamentos com grupos homogêneos e testando o quão significativo é a divisão de tratamentos em grupos para identificar quais deles são estatisticamente significativamente diferentes dos outros. Trata-se de um modelo mais conservador, reduzindo o risco de cometer erros experimentados, como falsos positivos ou falsos negativos.

A seção Contaminação por Taxa de Resfriamento também foi abordada por este método. O desejado com o uso do programa é encontrar as relações entre os parâmetros estudados e o aparecimento de porosidade na liga, uma equação que explique o comportamento dos valores e analisar o que a variação das massas específicas mostra.

3.4 Estereoscópio

O equipamento utilizado foi um Estereoscópio Serie Zoom Modelo SZ810 – Zoom Paralelo Infinito, localizado no Laboratório de Metrologia no prédio da ABI – Engenharias, como mencionado anteriormente. Na Figura 6 é mostrado o estereoscópio utilizado.

Figura 6 - Estereoscópio SZ810.



Fonte: Do autor (2023).

Foi adotado uso deste aparelho para visualização dos poros das ligas estudadas com maior profundidade nas imagens, para que fosse possível realizar a medição da área e comprimento longitudinal dos mesmos. Os discos das amostras analisadas tinham contaminação por ferro de 0,2%, 1% e 3%, tendo taxa de resfriamento a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s e com cortes na base e no topo dos rechupes, denominados em posições Alto e Baixo. O uso do software ToupView 3.7® foi adotado para controle e análise das imagens feitas pela câmera de visão, responsável por externar a imagem produzida no estereoscópio para o monitor.

Primeiramente foi feita a calibração do software, e em seguida, analisando amostra uma a uma para todas as condições mencionadas, foram feitas as medições dos tamanhos dos poros em unidade de micrômetro. Adotando a opção de forma poligonal para contornos de imagem, foi feito o contorno dos poros devido a apresentação irregular de suas áreas. Para as medições dos comprimentos longitudinais, foi adotada a opção de linha para demarcação de dois pontos extremos do poro. Ao todo foram medidos 10 poros por amostra, sendo um total de 12 amostras.

Posteriormente, os valores das áreas dos poros em μm^2 e comprimentos em μm , foram inseridos no Sisvar®, para realização dos testes de média conforme as contaminações por ferro, taxa de resfriamento e posição de corte. A probabilidade adotada foi de 5% e também se utilizou o método de Scott-Knott. Com isso, obteve-se as relações entre os tamanhos e comprimentos dos poros, com as contaminações, taxas de resfriamento e posição dos cortes, e o que elas apontam.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Massas específicas

Os valores das massas e volumes estão dispostos na Tabela 3 e na Tabela 4, as massas específicas para cada taxa de resfriamento e contaminação por ferro. A codificação por amostra foi designada como A (taxa de resfriamento a 1,81 °C/s), B (taxa de resfriamento a 1,17 °C/s), 0 para 0,2%, 1 para 1% e 3 para 3% de contaminação por ferro.

Tabela 3 - Massas e volumes para as amostras resfriadas a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s com 0,2%, 1% e 3% de contaminação por ferro.

Amostras	Massa (g)	Volume (mL)	Codificação da amostra	Massa (g)	Volume (mL)
A0 – 07	357,059	143	B1 – 22	348,543	139
A0 – 09	361,662	145	B1 – 24	366,057	146
A0 – 10	347,063	139	B1 – 25	364,025	144
B0 – 04	347,335	140	A3 – 27	372,184	149
B0 – 13	348,338	141	A3 – 28	366,974	146
B0 – 15	369,467	149	A3 – 31	369,126	147
A1 – 02	338,828	136	B3 – 33	356,525	140
A1 – 17	365,215	146	B3 – 35	353,162	139
A1 – 20	368,572	148	B3 – 36	357,101	140

Fonte: Do autor (2022).

Tabela 4 - Massas específicas para as amostras resfriadas a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s com 0,2%, 1% e 3% de contaminação por ferro.

Amostras	Massa específica (g/mL)	Codificação da amostra	Massa específica (g/mL)
A0 – 07	2,4969	B1 – 22	2,5075
A0 – 09	2,4942	B1 – 24	2,5072
A0 – 10	2,4969	B1 – 25	2,5280
B0 – 04	2,4810	A3 – 27	2,4979
B0 – 13	2,4705	A3 – 28	2,5135
B0 – 15	2,4796	A3 – 31	2,5111
A1 – 02	2,4914	B3 – 33	2,5466
A1 – 17	2,5015	B3 – 35	2,5407
A1 – 20	2,4904	B3 – 36	2,5507

Fonte: Do autor (2022).

Com uso do software Sisvar®, todas as análises posteriores foram obtidas. A partir dos resultados nas tabelas acima, tem-se a análise de variância para a % de porosidade, estando apresentada na Tabela 5.

Tabela 5 - Análise de variância para % de porosidade.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr > Fc
Contaminação	2	6,886512	3,443256	80,397	0,0000
Taxa de resfriamento	1	0,844957	0,844957	19,729	0,0008
Contaminação*Taxa de resfriamento	2	3,496954	1,748477	40,825	0,0000
Erro	12	0,513939	0,042828		
Total corrigido	17	11,742361			
CV (%)	3,19				
Média geral	6,4912389				

Fonte: Do autor (2023).

A análise das médias de grupos como iguais ou diferentes, foi realizada para analisar a influência das condições pré-estabelecidas de contaminação e resfriamento nas massas específicas, o que indica índices maiores ou menores de porosidade.

Analisando a tabela de análise de variância, obtém-se que os fatores contaminação, taxa de resfriamento e sua interação, influenciaram o processo, sendo a contaminação a que propõe variação significativa no estudo. Na Tabela 6 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Contaminação.

Tabela 6 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.

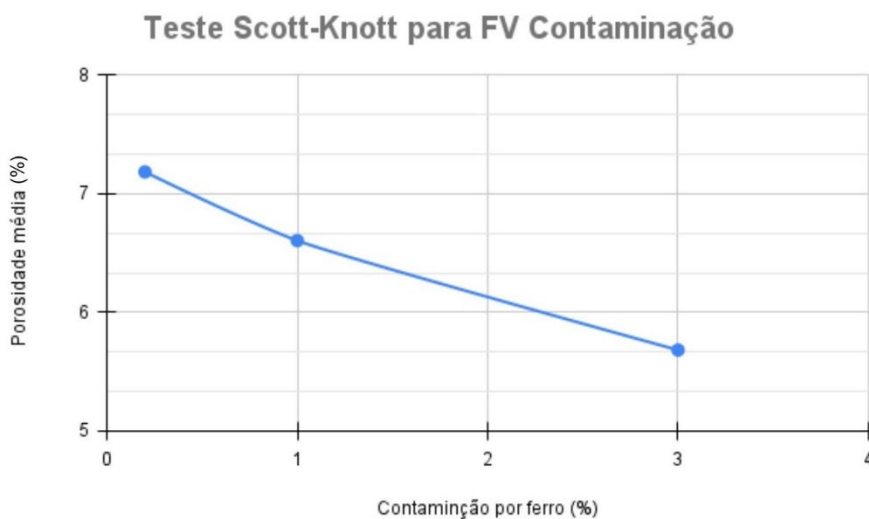
Tratamentos	Médias	Resultados do teste
3%	5,682950	a1
1%	6,605767	a2
0,2%	7,185000	a3

Fonte: Do autor (2023).

A partir do teste Scott-Knott, vê-se que as 3 médias entre as contaminações de 0,2%, 1% e 3% por ferro, são diferentes entre si, indicadas por a1, a2 e a3. Da contaminação de 3% (a1) para de 0,2% (a3) houve aumento de 26,4% na média, da contaminação de 1% (a2) para de 0,2% (a3) houve aumento de 8,7% na média.

A contaminação por ferro influenciou na porosidade de maneiras distintas. Na Figura 7 é representado o gráfico que mostra a aumento da porosidade de acordo com a diminuição de contaminação, sendo este um fator decorrente do processo de fundição, quando ocorre nucleação heterogênea, com a fase β servindo como substrato. Este fenômeno é melhor explicado na discussão do teste Scott-Knott para o desdobramento de contaminação dentro de cada taxa de resfriamento.

Figura 7 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (porosidade) a partir do teste Scott-Knott para Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 7, tem-se a regressão para o fator de variação Contaminação. Para esta pesquisa, a regressão linear foi adotada por ser um método mais simples.

Tabela 7 – Regressão linear para o fator de variação Contaminação.

Parâmetro	Estimativa	SE	T para H0: Par = 0	Pr > t
b0	7,222061	0,07577905	95,304	0,0000
b1	- 0,522016	0,04142313	- 12,602	0,0000
$r^2 = 98,77\%$				
Valores da variável independente	Médias observadas	Médias estimadas		
0,200000	7,185000	7,117658		
1,000000	6,605767	6,700045		
3,000000	5,682950	5,656013		

Fonte: Do autor (2023).

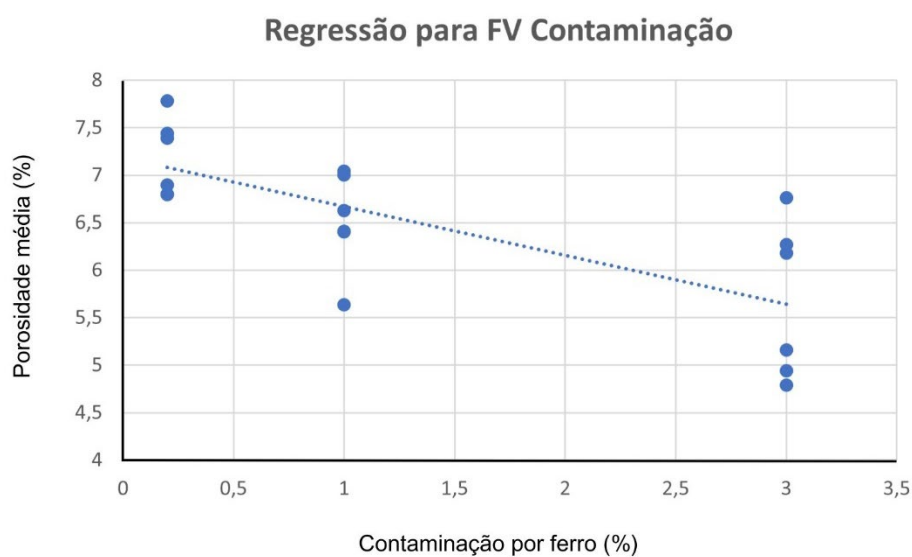
Vê-se que as variáveis b_0 e b_1 são respectivamente os coeficientes linear e angular da equação que entrega a média estimada da contaminação para cada condição. A equação linear obtida é dada pela Equação 5.

$$- 0,522016 * Fe + 7,222061 = \overline{M_e} \quad (5)$$

Fe é a contaminação por ferro (%) e $\overline{M_e}$ é a média estimada. Esta equação entrega o tamanho estimado da fase medida conforme a porcentagem de ferro. Os coeficientes observados satisfazem a influência no processo mediante seus valores de Pr. O indicador $r^2 = 98,77\%$ é a aproximação da regressão linear da realidade, sendo positiva de ser adotada por estar certa em cerca de 98% das vezes, fenômeno explicado pela equação linear Equação 5, entregando valores com essa precisão em porcentagem. Esta equação explica bem a medição obtida de acordo com a contaminação de ferro. A média estimada é comparada com a média observada a fim de analisar a veracidade, observando valores muito próximos e coerentes. Com a escolha do indicador $r^2 = 98,77\%$ é obtida uma equação linear (1º grau), o que simplifica a regressão ao ser comparado com o indicador de 100% que possui um coeficiente b_2 e conseqüentemente,

obtendo uma equação de 2º grau. Na Figura 8 é apresentada a representação gráfica da regressão linear para o fator contaminação, com os pontos de dispersão referentes a cada porosidade dos corpos inspecionados referentes as 3 contaminações.

Figura 8 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 8 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Taxa de resfriamento.

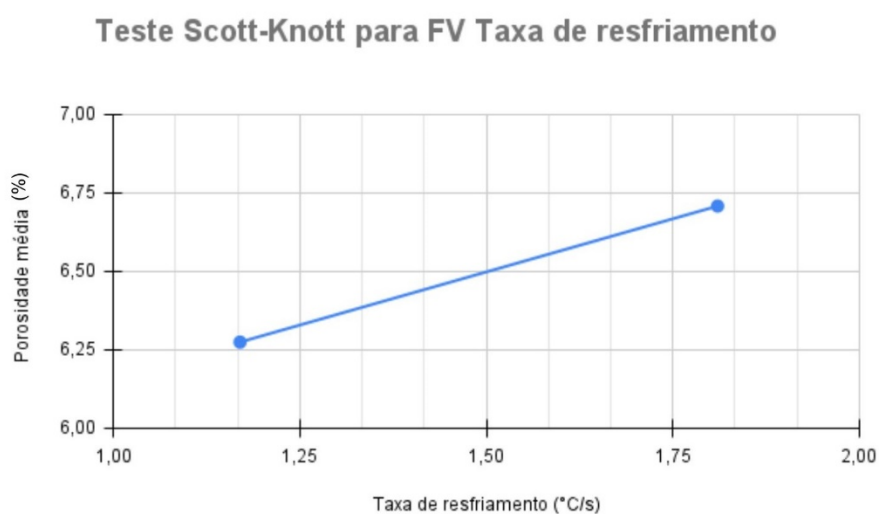
Tabela 8 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.

Tratamento	Médias	Resultados do teste
1,17 °C/s	6,274578	a1
1,81 °C/s	6,707900	a2

Fonte: Do autor (2022).

As condições de 1,17 °C/s e 1,81 °C/s foram respectivamente dadas por a1 e a2, mostrando que houve variação para cada condição com cerca de 0,93% e estatisticamente as médias foram diferentes. Neste caso, a partir do teste, as médias tiveram influência na porosidade. Na Figura 9 é representado o gráfico que mostra a aumento da porosidade de acordo com o aumento da taxa de resfriamento. Este fenômeno é melhor explicado na discussão do teste Scott-Knott para o desdobramento de contaminação dentro de cada taxa de resfriamento.

Figura 9 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (porosidade) a partir do teste Scott-Knott para Taxa de resfriamento.



Fonte: Do autor (2023).

Por não se tratar de extremos, não foi feita a regressão. Na análise do desdobramento de contaminação dentro de cada nível de taxa de resfriamento, o desdobramento de 1,17 °C/s foi determinado como 1 e de 1,81 °C/s como 2. A Tabela 9 mostra essa ANOVA da contaminação dentro de cada nível de resfriamento.

Tabela 9 - Análise do desdobramento de contaminação dentro de cada Taxa de resfriamento.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr > Fc
Contaminação /1	2	9,957424	4,978712	116,248	0,0000
Contaminação /2	2	0,426042	0,213021	4,974	0,0267
Erro	12	0,513939	0,042828		

Fonte: Do autor (2023).

Para ambas as taxas de resfriamento utilizadas, a porcentagem de contaminação por ferro exerceu influência no tamanho da fase intermetálica ($Pr < 0,05$), sendo significativo, porém, essa influência é relativamente maior na taxa de $1,17 \text{ }^\circ\text{C/s}$ com maior valor de Fc. Esse resultado em específico está em conformidade com Terzi *et al.* (2010), Seifeddine (2008) e Fankhänel *et al.* (2022), explicando que com mais tempo para solidificação do alumínio, maiores serão as interferências nas fases formadas. A Tabela 10 mostra o teste Scott-Knott para este desdobramento.

Tabela 10 - Teste Scott-Knott para o desdobramento de contaminação dentro de cada taxa de resfriamento.

1,17 °C/s		
Tratamentos	Médias	Resultados do teste
3%	4,963767	a1
1%	6,320967	a2
0,2%	7,539000	a3
1,81 °C/s		
3%	6,402133	a1
1%	6,831000	a2
0,2%	6,890567	a2

Fonte: Do autor (2023).

Para o teste de Scott-Knott, na condição de 1,17 °C/s, os tratamentos para as contaminações de 0,2%, 1% e 3% possuem médias que diferem entre si, representadas por a1, a2 e a3, mostrando que a contaminação por ferro influenciou na ação da taxa de resfriamento, apresentando maior diferenciação comparado a condição de 1,81 °C/s, indicando que essa taxa influencia mais na formação de porosidade. Na condição de 1,81 °C/s, os tratamentos para as contaminações de 0,2% e 1% possuem médias iguais (a2), enquanto para a contaminação de 3% a média difere das demais (a1).

Quando houve resfriamento à 1,81 °C/s, as amostras com 3% de contaminação por ferro se tornaram mais porosas que as de mesma contaminação para resfriamento à 1,17 °C/s, obtendo um resultado não condizente conforme o observado na literatura, conforme Fankhänel *et al.* (2022), explicando que o fator resfriamento impacta diretamente a cinética de equilíbrio da microestrutura, sendo que para uma baixa taxa a precipitação da fase é promovida.

Tendo isso em vista, um fator importante a ser salientado é que uma maior velocidade de resfriamento impede o líquido de se rearranjar e ocasiona porosidade residual, ou seja, mesmo que nesta condição formem-se fases menores acarretando em

menos porosidade, as plaquetas β impedem o preenchimento de espaços vazios. Assim sendo, uma das possíveis soluções para o motivo de ter mais porosidade na situação rápida, é devido a porosidade residual advinda da dificuldade de deslocamento do líquido para ocupar espaços vazios na microestrutura antes de se solidificar.

Apesar de autores como Puparattanapong e Limmaneevichitr (2016), Guterres (2019) e Freitas (2019) dizerem que a porosidade aumenta de acordo com a porcentagem de ferro, o resultado encontrado nesta pesquisa difere, visto que a porosidade diminuiu quando analisado a maior porcentagem em ferro adicionada à liga. Segundo Taylor (2012), a fase beta se forma primeiramente em meio ao banho líquido e, devido a isso, tem função de substrato sólido, favorecendo a nucleação heterogênea na liga.

O gráfico da Figura 7 representa de forma geral o comportamento da porosidade conforme se altera a contaminação. A Tabela 11 mostra a ANOVA da taxa de resfriamento dentro de cada variação de contaminação por ferro.

Tabela 11 - Análise do desdobramento da taxa de resfriamento dentro de cada contaminação.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr > Fc
Taxa de resfriamento /1	1	0,751896	0,751896	17,556	0,0013
Taxa de resfriamento /2	1	0,486666	0,486666	11,363	0,0056
Taxa de resfriamento /3	1	3,103348	3,103348	72,460	0,0000
Erro	12	0,513939	0,042828		

Fonte: Do autor (2023).

Para todas as contaminações de ferro, a taxa de resfriamento exerceu influência no tamanho da fase intermetálica ($Pr < 0,05$), sendo significativo, porém, essa influência é relativamente maior na contaminação de 3% com maior valor de F_c , mostrando que a taxa de resfriamento foi mais significativa para esta condição. Na análise do desdobramento de taxa de resfriamento dentro de cada nível de contaminação, o desdobramento 0,2% foi determinado como 1, 1% como 2 e 3% como 3. A Tabela 12 mostra o teste Scott-Knott para este desdobramento.

Tabela 12 - Teste Scott-Knott para o desdobramento da taxa de resfriamento dentro de cada contaminação.

0,2%		
Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1,17 °C/s	6,831000	a1
1,81 °C/s	7,539000	a2
1%		
1,17 °C/s	6,320967	a1
1,81 °C/s	6,890567	a2
3%		
1,17 °C/s	4,963767	a1
1,81 °C/s	6,402133	a2

Fonte: Do autor (2023).

Para o teste de Scott-Knott, em todas as condições (0,2%, 1% e 3%), os tratamentos para as taxas de resfriamento a 1,81 °C/s e 1,17 °C/s possuem médias que diferem entre si, representadas por a1 e a2, mostrando que a taxa de resfriamento influenciou na ação da contaminação por ferro, e conseqüentemente, na porosidade. A condição de 3% teve maior diferenciação nas médias, indicando que a taxa de resfriamento para esta contaminação possuiu maior influência na porosidade. Conclui-se que os valores menores para os tratamentos a taxa de 1,17 °C/s se dão pelo fato de o líquido ter tempo para preencher mais espaços vazios antes de solidificar e assim

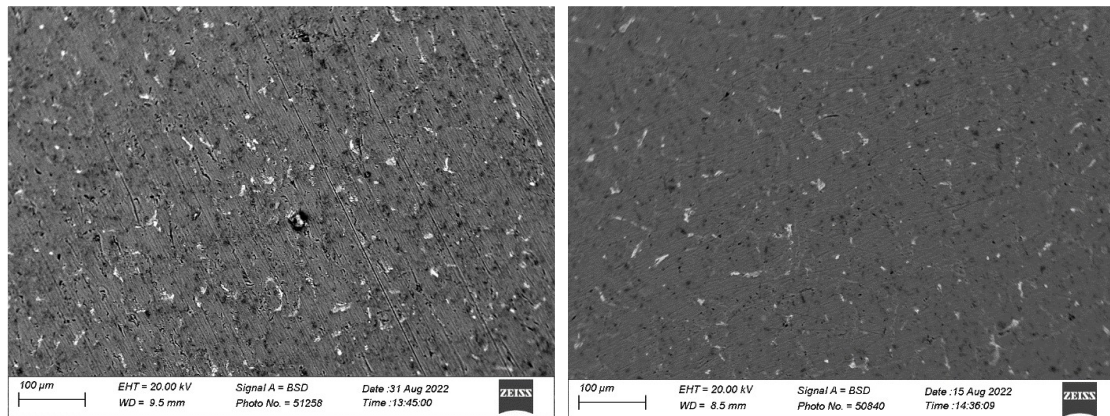
diminuir a porosidade residual, mostrando que há fatores além dos considerados no experimento que interferem nos resultados. O gráfico da Figura 9 representa de forma geral o comportamento da porosidade conforme se altera a taxa de resfriamento, independente da contaminação, estando em consonância com o obtido no desdobramento que considera as contaminações de 0,2%, 1% e 3%. Com o resultado observa-se que houve contaminação sem aumento de porosidade.

Assim sendo, observa-se que houve interação entre a taxa de resfriamento e contaminação por ferro, mostrando que uma condição influencia à outra a ter determinados comportamentos, se mostrando não ser um efeito isolado. Os testes de média foram realizados para comprovar isso. Anteriormente à análise dos desdobramentos, a análise tratava cada condição de forma isolada.

4.2 Caracterização de imagem - MEV

As fundições foram feitas em temperatura ambiente (A) e em recipiente pré-aquecido a 200 °C (B), influenciando diretamente na taxa de resfriamento, tendo as amostras A maior taxa de resfriamento e B menor taxa. Como foi visto, a taxa de resfriamento e a contaminação por ferro influenciam no aparecimento das ligas metálicas, sendo assim, as imagens realizadas via MEV a seguir estão dispostas para analisar tal influência, se está de acordo com o obtido nos resultados e/ou bibliografia. Na Figura 10, estão as amostras com 0,2% de contaminação por ferro a taxa de 1,81 °C/s a esquerda e 1,17 °C/s a direita.

Figura 10 - Imagem 300x02 da amostra A0 e 300x03 da amostra B0.

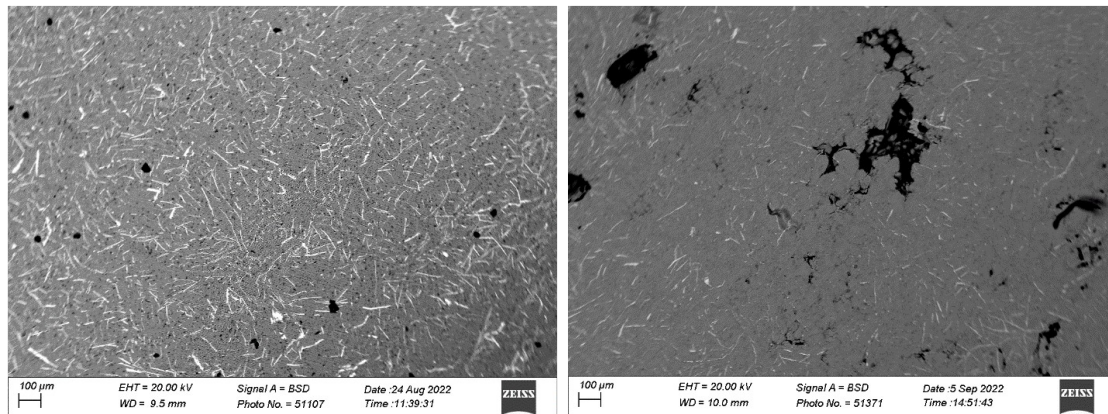


Fonte: Do autor (2022).

Em especial nesta observação, A0 não se altera tanto quanto a formação de fase comparando com B0, devido ao fato de em A0 e B0 não haver formação da fase β . Outra observação, como menciona Freitas (2019), é que as fases ricas em ferro aumentaram de tamanho ao diminuir a taxa de resfriamento, devido a promoção em maior intervalo de tempo da precipitação da fase advinda do resfriamento que impacta a cinética de equilíbrio, como explica Seifeddine (2008).

Na Figura 11, estão as amostras com 1% de contaminação por ferro a taxa de 1,81 °C/s a esquerda e 1,17 °C/s a direita.

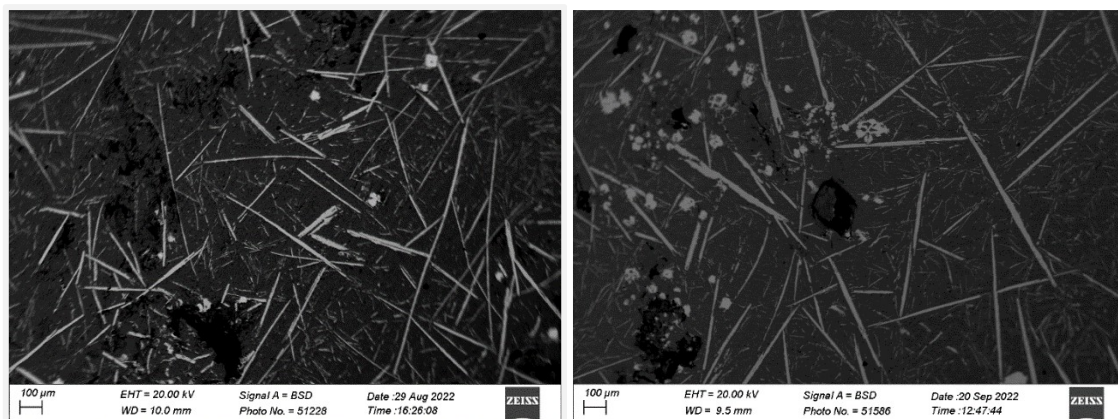
Figura 11 - Imagem 100x12 da amostra A1 e 100x05 da amostra B1.



Fonte: Do autor (2022).

A partir de uma caracterização das imagens realizadas via MEV, considerando que as partes mais claras em cinza é a fase intermetálica designadas por lâminas, vê-se na Figura 11 que no resfriamento de $1,81\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ houve maior formação das mesmas, coincidindo com o que foi concluído no teste Scott-Knott para o fator de variação taxa de resfriamento e no gráfico da figura 12. Na Figura 12, estão as amostras com 3% de contaminação por ferro a taxa de $1,81\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ a esquerda e $1,17\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ a direita.

Figura 12 - Imagem 100x13 da amostra A3 e 100x14 da amostra B3.



Fonte: Do autor (2022).

Analisando a Figura 12, novamente vê-se no resfriamento a taxa de 1,81 °C/s maior formação das lâminas, confirmando o que foi discutido anteriormente. Tal fato, dentro das possíveis interpretações, foi embasado e a partir desta pesquisa pode-se observar que nem sempre menores taxas de resfriamento contribuem para o aparecimento de fases e acarretam maior porosidade.

Na condição de contaminação por 3%, as lâminas são maiores e mais espessas comparadas às outras contaminações, sendo permitida a comparação pela escala padrão na lateral inferior esquerda em 100 micrômetros de todas as imagens, porém, como foi visto, com esse resultado não é possível concluir um maior aparecimento de poros, confirmando que há fatores como a nucleação heterogênea ou a dificuldade de deslocamento do líquido para preencher a microestrutura. Fatores esses mostram-se ser incisivos, porém não estudados a fundo nesta pesquisa.

4.3 Estereoscópio

Para tratar os tamanhos dos poros em análise estatística, foram medidas suas áreas e comprimentos longitudinais por meio do Toupview®. Nas Tabelas 13, 14, 15 e 16 estão essas medições para cada condição de amostra, contendo 10 poros medidos por amostra.

Tabela 13 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
A0 – Baixo	1	207,879	30173,095
	2	194,878	20590,550
	3	147,556	19110,800
	4	158,881	13096,681
	5	108,503	6548,340
	6	208,998	12498,179
	7	156,504	15948,034
	8	82,234	5720,514
	9	184,936	13935,800
	10	297,887	38565,586
A1 – Baixo	1	224,865	31533,840
	2	150,572	11599,557
	3	154,220	8966,670
	4	150,081	12860,407
	5	120,060	5244,492
	6	180,977	9373,634
	7	234,811	16020,567
	8	80,693	4121,758
	9	226,840	17344,828
	10	224,478	28816,259
A3 – Baixo	1	167,143	9016,183
	2	140,066	8516,274
	3	736,003	55074,336
	4	348,890	24308,385
	5	61,541	2381,846
	6	674,445	25064,547
	7	583,806	28094,409

Tabela 13 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (conclusão)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
	8	662,092	38704,136
	9	794,611	64006,260
	10	403,915	28254,675

Fonte: Do autor (2023).

Tabela 14 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
A0 – Alto	1	528,966	42124,023
	2	232,317	15661,813
	3	128,824	10176,270
	4	251,377	30514,910
	5	306,922	28659,033
	6	333,708	53105,534
	7	639,828	104356,059
	8	401,054	55133,838
	9	507,942	58378,691
	10	241,701	16652,946
A1 – Alto	1	303,422	43169,447
	2	682,533	136219,553
	3	242,096	24281,891
	4	142,476	12817,843
	5	192,278	8151,005
	6	601,793	136693,337
	7	197,096	24528,588

Tabela 14 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,81 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (conclusão)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
	8	754,343	73540,595
	9	232,519	15963,236
	10	311,897	15024,222
	1	234,283	18176,563
	2	113,085	7002,212
	3	372,475	46507,680
	4	444,980	65244,524
A3 - Alto	5	287,969	22937,650
	6	595,957	150098,455
	7	475,599	123124,175
	8	348,291	48139,445
	9	650,710	38162,531
	10	386,076	21758,888

Fonte: Do autor (2023).

Tabela 15 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
	1	106,772	5095,518
B0 – Baixo	2	366,575	17796,093
	3	76,630	3318,254
	4	79,134	3312,174

Tabela 15 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte na base e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (conclusão)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
	5	151,323	6689,062
	6	116,874	6408,053
	7	102,169	4735,027
	8	210,316	7168,800
	9	122,588	4513,087
	10	108,475	4847,084
	1	158,741	9910,027
	2	109,137	6521,412
	3	201,665	18503,177
	4	223,149	11400,202
B1 – Baixo	5	196,657	20501,079
	6	247,636	24566,375
	7	137,468	13942,142
	8	163,063	10696,158
	9	166,236	13850,237
	10	87,245	7069,671
	1	92,945	6979,192
	2	139,432	8601,836
	3	98,996	6496,221
	4	426,147	23061,868
B3 – Baixo	5	438,793	63373,012
	6	251,212	18389,818
	7	326,987	48503,410
	8	202,288	15595,795
	9	308,795	53203,691
	10	314,537	53922,067

Tabela 16 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (continua)

Amostras	Nº poros	Área (µm²)	Comprimento (µm)
B0 – Alto	1	399,570	32493,267
	2	225,236	15670,065
	3	188,779	9695,904
	4	209,519	15368,643
	5	296,023	15986,689
	6	259,243	39014,679
	7	276,312	48774,430
	8	358,390	42603,954
	9	152,649	10571,941
	10	188,673	11096,638
B1 – Alto	1	661,672	180866,144
	2	761,869	214892,149
	3	419,673	55047,842
	4	269,415	38937,804
	5	269,238	23237,770
	6	119,505	8577,948
	7	452,244	137034,783
	8	298,900	19699,312
	9	231,658	25266,075
	10	159,590	14711,941
B3 – Alto	1	646,504	133389,916
	2	344,107	64393,679
	3	674,579	52933,540
	4	481,787	75022,082
	5	392,280	76906,625
	6	193,996	24004,790
	7	144,303	16283,334

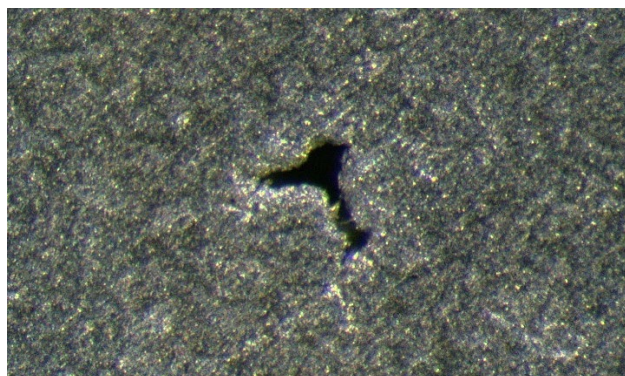
Tabela 16 - Áreas e comprimentos dos poros medidos para as amostras resfriadas a taxa 1,17 °C/s, com corte no topo e 0,2%, 1% e 3% contaminações por ferro. (conclusão)

Amostras	Nº poros	Área (μm^2)	Comprimento (μm)
	8	348,879	56742,149
	9	868,208	134488,762
	10	212,287	19886,072

Fonte: Do autor (2023).

As medições foram feitas nas imagens, como indicado na Figura 13.

Figura 13 - Poro com ampliação pelo estereoscópio da amostra A0 -3.



Fonte: Do autor (2023).

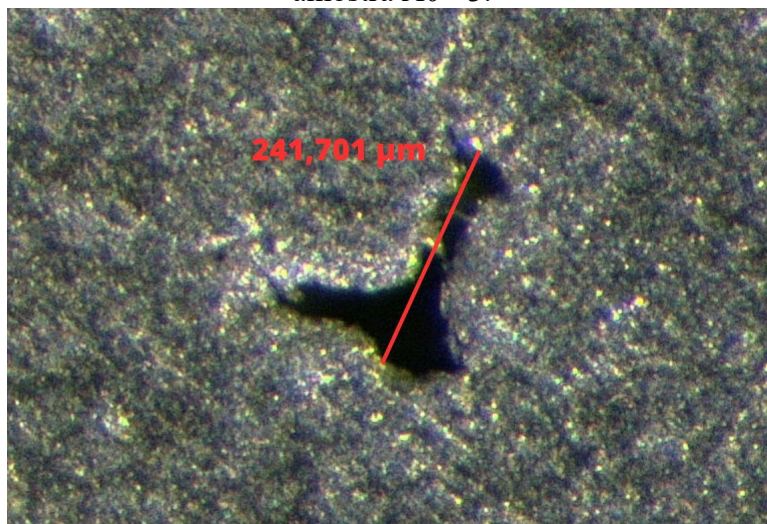
Em seguida, obteve-se as imagens demarcando a área e comprimento dos poros, como indicado respectivamente nas Figuras 14 e 15.

Figura 14 - Marcação de área do poro com ampliação pelo estereoscópio da amostra A0 - 3.



Fonte: Do autor (2023).

Figura 15 - Marcação de comprimento do poro com ampliação pelo estereoscópio da amostra A0 - 3.



Fonte: Do autor (2023).

Com uso do software Sisvar®, todas as análises posteriores foram obtidas. A partir dos resultados nas Tabelas 13, 14, 15 e 16, tem-se a análise de variância para o comprimento, estando apresentada na Tabela 17.

Tabela 17 - Análise de variância para comprimento.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr > Fc
%Fe	2	527714,818605	263857,409302	10,215	0,0001
Taxa de resfriamento	1	70190,571305	70190,571305	2,717	0,1022
Posição	1	528623,957263	528623,957263	20,466	0,0000
%Fe * Posição	2	98961,500017	49480,750009	1,916	0,1523
Taxa de resfriamento * Posição	1	24798,445083	24798,445083	0,960	0,3294
%Fe * Taxa de resfriamento	2	24024,084116	12012,042058	0,465	0,6294
Erro	107	2763792,538887	25829,836812		
Total corrigido	118	4189759,863530			
CV (%)	54,28				
Média geral	296,0980504				

Fonte: Do autor (2023).

Analisando a tabela de análise de variância, vê-se que os fatores contaminação e posição influenciaram o processo, ou seja, que interferem no comprimento dos poros, sendo a posição a que propõe maior interferência no estudo. Na Tabela 18 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Contaminação.

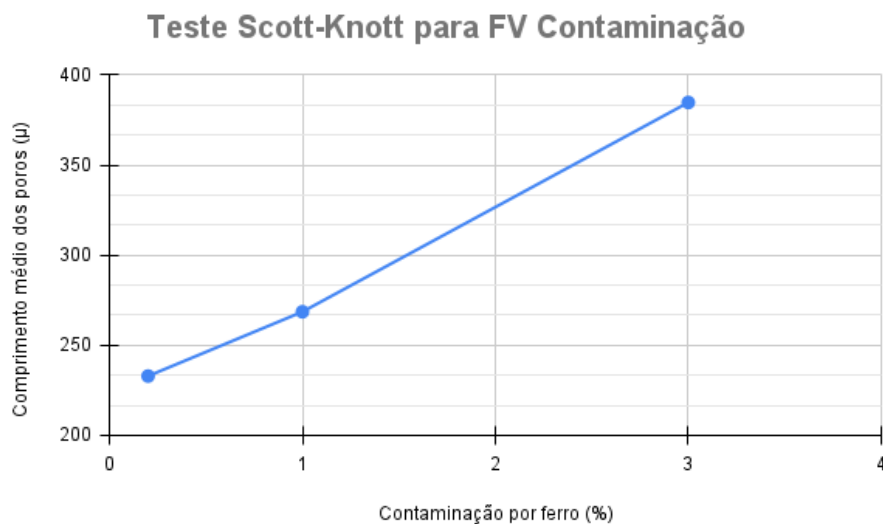
Tabela 18 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
0,2%	232,903625	a1
1%	268,570275	a2
3%	389,146462	a2

Fonte: Do autor (2023).

A partir do teste Scott-Knott, vê-se que as médias referentes as contaminações de 0,2% e 1% são equivalentes, não tem variação estatística, sendo determinadas por a1, enquanto a referente a 3% se diferencia como a2. Confirmando a análise de variância, o fator de contaminação influencia no comprimento dos poros, porém em 1% não há essa influência pelo fato da média ser estatisticamente igual ao grupo de controle (0,2% de contaminação por ferro). Observa-se que em maiores contaminações tende a ter maiores comprimentos de poros, conforme Fankhänel *et al.* (2022) e discutido em Seiffedine (2008). Na Figura 16, está a representação gráfica do resultado obtido, mostrando como o comprimento dos poros aumentam de acordo com a contaminação de ferro.

Figura 16 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (comprimento dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 19, tem-se a regressão para o fator de variação Contaminação.

Tabela 19 - Regressão linear para o fator de variação Contaminação.

Parâmetro	Estimativa	SE	T para H0: Par = 0	Pr > t
b0	217,543976	22,88961416	9,504	0,0000
b1	56,663913	12,51215867	4,529	0,0000
$r^2 = 99,62\%$				
Valores da variável independente	Médias observadas	Médias estimadas		
0,200000	232,903625	228,876758		
1,000000	268,570275	274,207889		
3,000000	389,146462	387,535715		

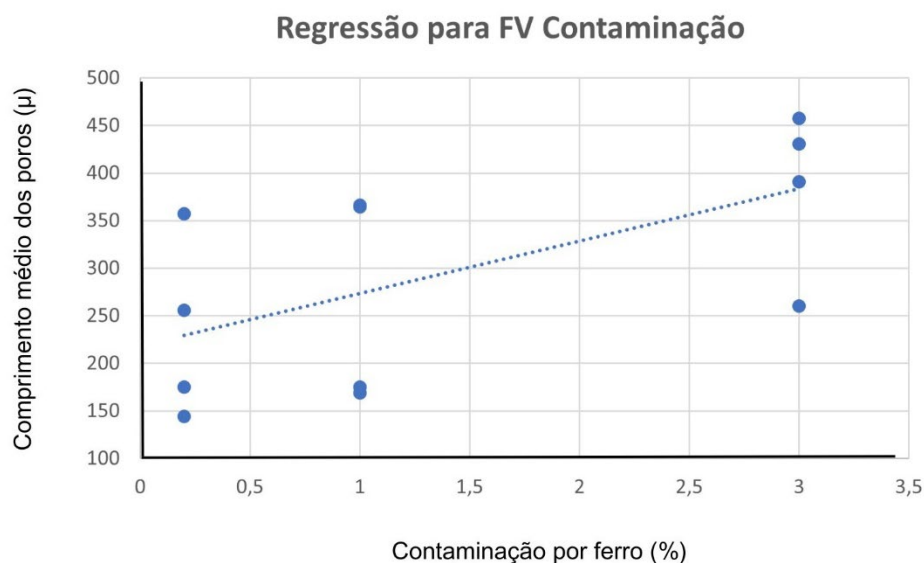
Fonte: Do autor (2023).

Adotando o indicador $r^2 = 99,69\%$, pelos coeficientes b_0 e b_1 obtidos provenientes da regressão linear feita pelo Sisvar®, tem-se a Equação 6.

$$56,663913 * Fe + 217,543976 = \overline{Me} \quad (6)$$

Esta equação entrega o tamanho longitudinal estimado do poro medido conforme a porcentagem de ferro. A média estimada é comparada com a média observada a fim de analisar a veracidade, observando valores muito próximos e coerentes. Na Figura 17 é apresentada a representação gráfica da regressão linear para o fator contaminação, com os pontos de dispersão.

Figura 17 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 20 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Taxa de resfriamento.

Tabela 20 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1,17	271,606542	a1
1,81	320,181367	a1

Fonte: Do autor (2023).

As condições a taxa de 1,17 °C/s e 1,81 °C/s tiveram a mesma média estatística (a1), indicando que a taxa de resfriamento não influenciou no comprimento dos poros. Na Tabela 21 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Posição.

Tabela 21 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Posição.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
Baixo	230,005833	a1
Alto	363,310475	a2

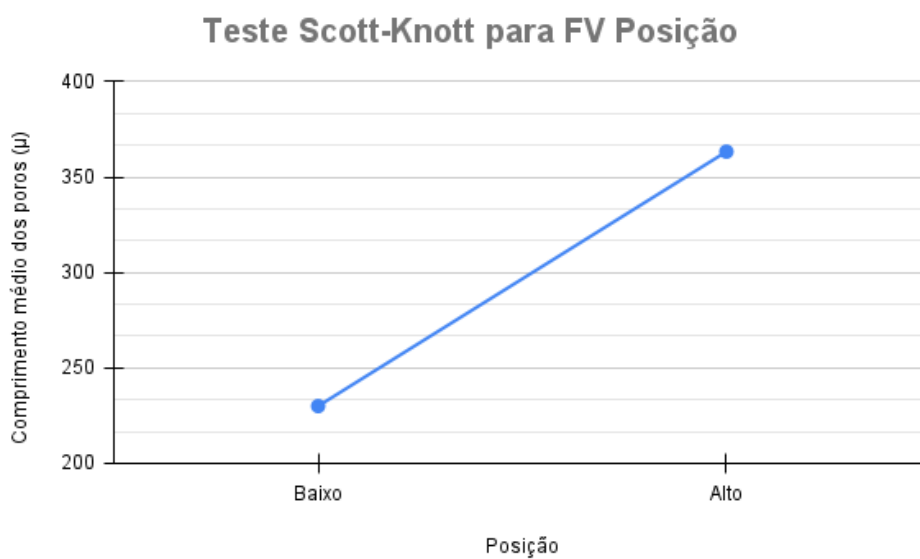
Fonte: Do autor (2023).

A partir do teste Scott-Knott, vê-se que as médias referentes as posições Alto e Baixo são diferentes entre si, sendo respectivamente determinadas por a1 e a2. Confirmando a análise de variância, o fator de posição influencia no comprimento dos poros como esperado. Observa-se que na parte superior tendeu a ter mais porosidade que a inferior, com poros mais compridos em cima que em baixo do corpo de prova.

A partir dos dados obtidos para análise de variância do comprimento, constata-se que com maiores contaminações há formação de poros com maiores comprimentos longitudinais, e também, que posições mais altas próximas ao massalote tem poros com comprimentos maiores que as posições baixas, logo, tendo porosidade concentrada no

topo. Na Figura 18, está a representação gráfica do resultado obtido, mostrando como o comprimento dos poros são maiores em posições altas.

Figura 18 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (comprimento dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Posição.



Fonte: Do autor (2023).

A seguir, tem-se a análise de variância para a área dos poros, estando apresentada na Tabela 22.

Tabela 22 - Tabela de análise de variância para área.

FV	GL	SQ	QM	Fc	Pr > Fc
%Fe	2	1.049080093E+0010	5.24540047E+0009	4,387	0,0147
Taxa de resfriamento	1	48178314,935716	48178314,935716	0,040	0,8413
Posição	1	3,262763033E+0010	3,26276303E+0010	27,290	0,0000
%Fe * Posição	2	3,597289434E+0009	1,79864472E+0009	1,504	0,2268
Taxa de resfriamento * Posição	1	811878997,934436	811878997,934436	0,679	0,4117
%Fe * Taxa de resfriamento	2	3,791124817E+0009	1,89556241E+0009	1,585	0,2096
Erro	107	1,279298566E+0011	1,19560614E+0009		
Total corrigido	118	1,806582664E+0011			
CV (%)	99,28				
Média geral	34827,5545882				

Fonte: Do autor (2023).

Analisando a tabela de análise de variância, vê-se que os fatores contaminação e posição influenciaram o processo, ou seja, que interferem na área dos poros, sendo a posição a que propõe maior interferência no estudo. Na Tabela 23 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Contaminação.

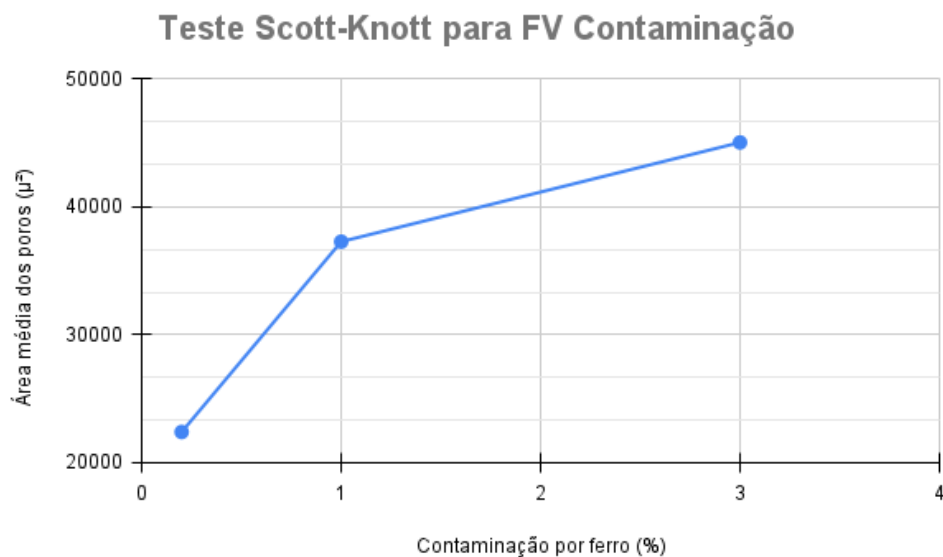
Tabela 23 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Contaminação.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
0,2%	22402,751450	a1
1%	37287,599425	a2
3%	45047,819513	a2

Fonte: Do autor (2023).

A partir do teste Scott-Knott, vê-se que as médias referentes as contaminações de 1% e 3% são equivalentes, não tem variação estatística, sendo determinadas por a2, enquanto a referente a 0,2% se diferencia como a1. Confirmando a análise de variância, o fator de contaminação influencia na área dos poros como visto em Fankhänel *et al.* (2022), sendo em 1% e 3% enquanto em 0,2% não há essa influência, logo, neste caso, ter contaminação afeta diretamente a variável de estudo. Observa-se que em maiores contaminações tende a ter maiores áreas de poros. Na Figura 19, está a representação gráfica do resultado obtido, mostrando como a área dos poros aumentam de acordo com a contaminação de ferro.

Figura 19 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (área dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 24, tem-se a regressão para o fator de variação Contaminação.

Tabela 24 - Regressão linear para o fator de variação Contaminação.

Parâmetro	Estimativa	SE	T para H0: Par = 0	Pr > t
b0	24722,954810	4924,60848000	5,020	0,0000
b1	7278,406180	2691,94064323	2,704	0,0080
$r^2 = 83,21\%$				
Valores da variável independente	Médias observadas	Médias estimadas		
0,200000	22402,751450	26178,636046		
1,000000	37287,599425	32001,360990		
3,000000	45047,819513	46558,173351		

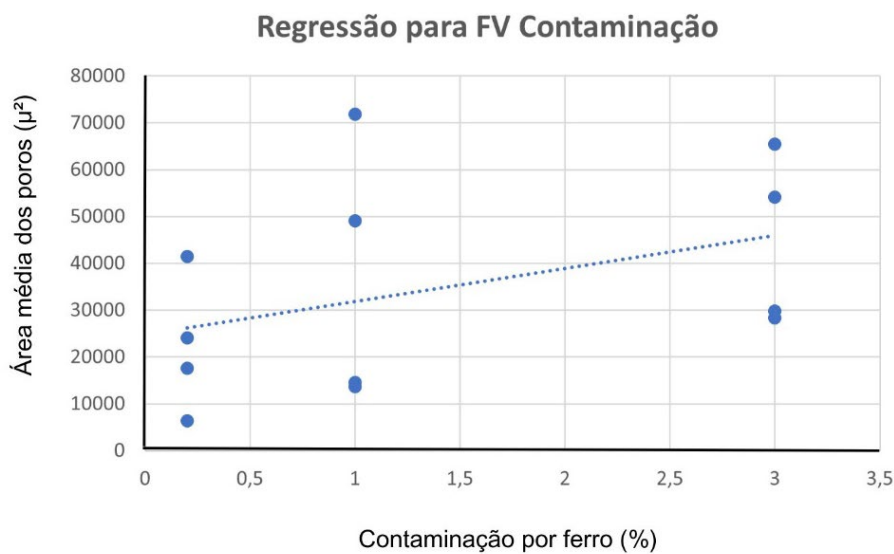
Fonte: Do autor (2023).

Adotando o indicador $r^2 = 83,21\%$, pelos coeficientes b_0 e b_1 obtidos provenientes da regressão linear feita pelo Sisvar®, tem-se a Equação 7.

$$7278,406180 * Fe + 24722,954810 = \overline{Me} \quad (7)$$

Esta equação entrega a área estimada do poro medido conforme a porcentagem de ferro. A média estimada é comparada com a média observada a fim de analisar o quão próximo a equação de regressão consegue prever, com relação aos resultados experimentais. Na Figura 20 é apresentada a representação gráfica da regressão linear para o fator contaminação, com os pontos de dispersão.

Figura 20 - Gráfico da regressão linear para o fator de variação Contaminação.



Fonte: Do autor (2023).

Na Tabela 25 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Taxa de resfriamento.

Tabela 25 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Taxa de resfriamento.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
1,81 °C/s	34196,593317	a1
1,17 °C/s	35469,210119	a1

Fonte: Do autor (2023).

As condições a taxa de 1,17 °C/s e de 1,81 °C/s tiveram a mesma média estatística (a1), indicando que este fator não influenciou na área dos poros. Na Tabela 26 é mostrado o resultado do teste Scott-Knott realizado para a variável Posição.

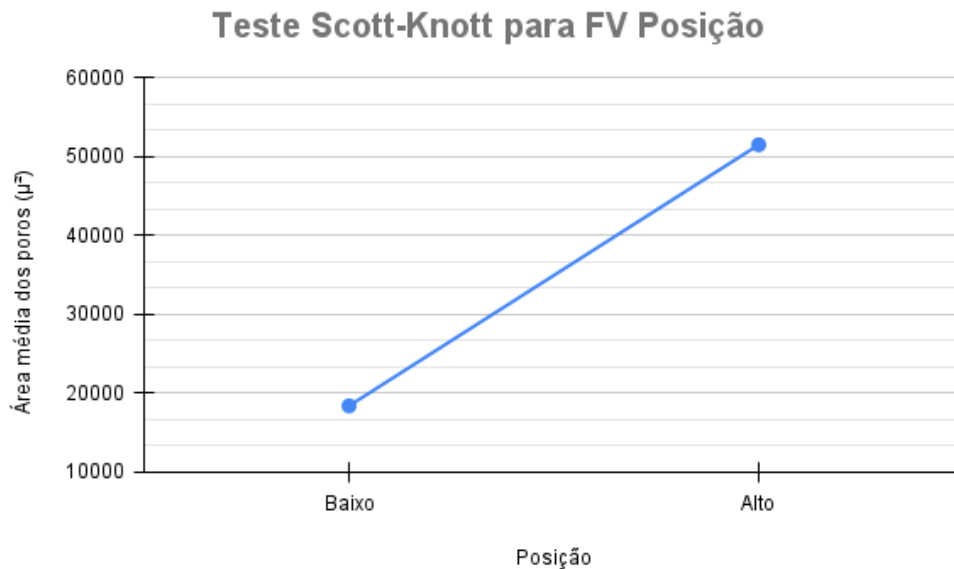
Tabela 26 - Teste Scott-Knott para o fator de variação Posição.

Tratamentos	Médias	Resultados do teste
Baixo	18407,686400	a1
Alto	51525,725627	a2

Fonte: Do autor (2023).

A partir do teste Scott-Knott, vê-se que as médias referentes as posições Alto e Baixo são diferentes entre si, sendo respectivamente determinadas por a1 e a2. Confirmando a análise de variância, o fator de posição influencia na área dos poros. Observa-se que na parte superior tendeu a ter mais porosidade que a inferior, com poros maiores em área em cima que em baixo do corpo de prova. Na Figura 21, está a representação gráfica do resultado obtido, mostrando como a área dos poros são maiores em posições altas.

Figura 21 - Gráfico sobre Tratamentos x Médias (área dos poros) a partir do teste Scott-Knott para Posição.



Fonte: Do autor (2023).

A partir dos dados obtidos para análise de variância da área, constata-se que com maiores contaminações há formação de poros com maiores áreas, e também, que posições mais altas do rechupe tem poros com áreas maiores que as posições baixas, logo, tendo porosidade concentrada no topo.

A concentração de poros maiores nas partes superiores dos corpos de prova analisados, com áreas e comprimentos longitudinais de maior tamanho, vai de encontro com o fato de a parte superior estar próxima ao massalote, sendo a última parte a se solidificar no processo de fundição, ocorrendo após a parte inferior, conforme Fuoco (2011), assim houve mais tempo para formação de porosidades. Ainda segundo Fuoco (2011), o metal líquido pré-aquece as paredes dos massalotes, resultando em um aumento do tempo de solidificação dessas paredes. Ao chegar na cavidade da peça, o metal líquido está a uma temperatura mais baixa, o que reduz o seu tempo de solidificação nessa região. Esse diferencial de tempo de solidificação entre o massalote e a peça resulta em um gradiente térmico, onde o metal mais quente fica concentrado no massalote, enquanto o metal mais frio fica na peça. Esse gradiente térmico é desejado

em alguns casos, pois pode contribuir para um melhor preenchimento da peça, evitando possíveis rechupes ou defeitos de solidificação. Os resultados encontrados estão de acordo com Fuoco (2011),

O aparecimento de poros maiores em ligas com maiores contaminações de ferro foi observado, como explicado em Fankhänel *et al.* (2022) e Seifeddine (2008). De acordo com Serrano *et al.* (2020), poros maiores são mais prejudiciais ao metal por apresentarem maior concentração de tensão que poros de menor área e comprimento. Estes, por sua vez, apresentam menos malefícios por conter o crescimento de pequenas trincas

Portanto, é mais favorável que haja a menor quantidade possível de contaminação por ferro em ligas de alumínio para redução da perda de propriedades mecânicas.

5. CONCLUSÃO

A partir da mensuração de porosidade da liga A356 sob diferentes condições de tratamento, dados foram obtidos e tratados, concluindo que fatores como a contaminação por ferro e a taxa de resfriamento as quais o alumínio é acometido, influenciam no desenvolvimento de ligas intermetálicas, sendo fatores decisivos para o controle de porosidade.

Embora esses fatores sejam importantes parâmetros de mensuração, como estudado na literatura de acordo com os autores citados, dizendo que a porosidade aumenta de acordo com a porcentagem de ferro, o resultado encontrado nesta pesquisa difere, visto que a porosidade diminuiu quando analisado a porcentagem em ferro adicionada à liga. Assim como o resultado de taxas a 1,17 °C/s apresentarem menor porosidade comparadas a taxa de 1,81 °C/s. Conclui-se, portanto, que outros fatores podem interferir no desenvolvimento de porosidade em ligas metálicas, ressaltando a notoriedade que esta pesquisa traz a área.

Fundamentado na mensuração dos tamanhos dos poros da liga A356 sob diferentes condições de tratamento, dados foram obtidos e tratados, concluindo que maiores contaminações por ferro ocasionam formação de poros maiores, notando também que posições mais altas concentram maior porosidade. A taxa de resfriamento não exerceu influência no tamanho dos poros. Nota-se que poros maiores apresentam avarias maiores ao material, acometendo suas propriedades mecânicas.

Os tamanhos dos poros obtidos experimentalmente foram condizentes com a bibliografia estudada, sendo justificadas as áreas e comprimentos maiores para os fatores de influência comentados.

6. REFERÊNCIAS

- ALVES, L. H. D. **Método de Taguchi na modelagem e otimização de vazios relacionados à solidificação em processos de fundição de aço ABNT 1030**. 2010. 148 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2010.
- ASM. **Heat Treating: Metals HandBook Casting**. 2002.
- ASM. **Heat Treating: Metals HandBook**. V. 4. 2004.
- BROCA, apud. **HISTÓRIA DA INDÚSTRIA DO BRASIL**. 2015.
- BARBOSA, V. C.; BREITSCHAFT, A. M. Um aparato experimental para o estudo do princípio de Arquimedes. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, Rio de Janeiro. V. 28, p. 115-122, n. 1, nov. 2005
- CAPELARI, T. **Avaliação da geometria de ferramentas e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA 5052**. Porto Alegre, dez. 2006.
- CARDOSO, C. A. C. **Construção de um estereoscópio: uma proposta para o ensino da polarização da luz no ensino médio**. 2019. 229 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Rede - Ensino de Física em Rede Nacional/CCET) - Universidade Federal do Maranhão, São Luís, 2019.
- CARDOSO, F. *et al.* Uma análise da flutuação dos corpos e o princípio de Arquimedes. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, [S. l.], p. 1-2, dez. 2022.
- CARDOSO, J. G. R.; CARVALHO, P. S. L.; FONSECA P. S. M.; SILVA, M. M.; ROCIO, M. A. R. **A indústria do alumínio: estrutura e tendências**. Biblioteca digital, BNDS, 2011.
- CHENG, G.; RIDGEWAY, C. D.; CINKILIC, E.; YAN, L.; LUO, A.A. Predicting gas and shrinkage porosity in solidification microstructure: a coupled three-dimensional cellular automaton model. **J. Mater. Sci. Technol**, 49, 91–105, 2020.
- DOBRZANSKI, L. A.; BOREK, W.; MANIARA, R. Influence of the crystallization condition on AlSi-Cu casting alloys structure. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, n. 1-2, pp. 211-214, 2006.
- FANKHÄNEL, B; HUBÁLKOVÁ, J; ANEZIRIS, C. G.; STELTER, M; CHARITOS, A. Influencing the Hydrogen Porosity in Aluminum Casting by (Re)active Filter Materials. **Advanced Engineering Materials**, 24.2: 2100579-N/a, 2022.

- FIGUEIREDO, M. **Análise comparativa da utilização do alumínio primário e secundário para o meio ambiente.** [s. L.], p, Centro Universitário Doutor Leão Sampaio, 2021.
- FREITAS, B. J. M. **Otimização das propriedades mecânicas da liga de alumínio 319 contaminada com ferro.** 2019. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2019.
- FUOCO, R. Efeito do projeto de sistemas de canais na formação de turbulência em peças fundidas. **CONAF 2011, ABIFA**, São Paulo, out. 2011.
- GIRARDI, L. H.; CARGNELUTTI FILHO, A.; STORCK, L. Erro tipo I e poder de cinco testes de comparação múltipla de médias. **Revista Brasileira de Biometria**, São Paulo, v.27, n.1, p.23-36, 2009.
- GONÇALVES, R. P. A. **Fundição a baixa pressão em moldação de areia de uma liga de alumínio melhoria do controlo do processo.** 2021. Dissertação (Mestrado) - Universidade do Porto, Porto, 2021.
- GOPIKRISHNA, S.; BINU, C. Y. Study of effects of T6 heat treatment on grain refined A319 alloy with magnesium and strontium addition. **International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering**, v.2, pp. 59-62, 2013.
- GUTERRES, A. M.; OLIVEIRA, C.A.L.; SANTOS, C.A. **Revista Matéria**, v.24, n.1, 2019.
- HASKEL, T. **Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A356.** 2009. Dissertação (Mestrado) Sc., PGCEM/UDESC, Joinville, SC, 2009.
- HOSSAIN, A.; KURNY, A. S. W. et al. Effect of ageing temperature on the mechanical properties of Al-6Si0.5Mg cast alloys with Cu additions treated by T6 heat treatment. **Universal Journal of Materials Science**, v.1, n.1, pp. 1-5, 2013.
- HSU, J. C. **Multiple Comparisons: theory and methods, Great Britain:** Chapman & Hall. 277p, 1996.
- LUNAZZI, J. J.; FRANÇA, M. C.; MORI, A. S. Revivendo o estereoscópio de Wheatstone. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, São Paulo, v. 37, n. 2, jun. 2015.
- MASCHIO, A. V. **A Estereoscopia: Investigação de processos de aquisição, edição e exibição de imagens estereoscópicas em movimento.** 2008. 231 p. Dissertação (Mestrado em Desenho Industrial) – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Campus Bauru, São Paulo, 2008.

- MAJOR, J. F. Porosity control and fatigue behavior in A356-T61 aluminum alloy. **Transactions-American Foundrymen's Society**, p. 901-906, 2002.
- MONTGOMERY, D. C. **Projeto e análise de experimentos**. Ed. 9, Arizona State University: Wiley, 2017.
- MOREIRA, D. V. F. M. **Método de Quantificação da porosidade em ligas de alumínio fundidas**. 2017. Dissertação (Mestrado)- Universidade do Porto, Porto, 2017.
- MOURA, Bruno *et al.* Density and the evolution of the densitometer. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, [S. l.], fev. 2013.
- MOUSTAFA, M. A. Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al-Si eutectic alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 605–610, 2009.
- PAGOTTO, Lyvia *et al.* Análise de variância e testes de médias: um estudo aplicado em experimentos com variedades de algodoeiro e seleções de citrumelo. **Brazilian Applied Science Review**, [S. l.], v. 5, n. 3, p. 1287-1296, mai. 2021.
- PRETI, O.; RIBEIRO, A.G.; DUARTE, I.R. **Revista Matéria**, v.25, n.2, 2020.
- PUPARATTANAPONG, K.; LIMMANEEVICHITR, C. Effect of scandium on porosity formation in Al-6Si-0.3Mg alloys. **The Indian Institute of Metals – IIM**, p. 1-8, 2016.
- RUI, W.; YUBO, Z.; QINGFENG, Z.; XUDONG, Liu.; JINCHUAN, W. Effect of temperature field on the porosity and mechanical properties of 2024 aluminum alloy prepared by direct chill casting with melt shearing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 307, 117687, ISSN 0924-0136, 2022.
- SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; VILLENEUVE, C.; Doty, H. W.; VALTIERA, S. Effect of trace elements on -Al₅ characteristics FeSi, porosity and tensile properties of cast Al-Si-Cu alloys. **Int. Res. de Metais Fundidos**, n. 14, p. 97–120, 2001.
- SEIFEDDINE, S. *et al.* **Materials Science and Engineering**, A 490; p. 385–390, 2008.
- SERRANO, M. I.; BUFFIERE, J. Y; VERDU, C. *et al.* Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 82, part 3, p. 361-370, 2016.
- SERRANO, M., I; DANCETTE, S.; VERDU, C. *et al.* Influência do Tamanho dos Poros e da Cristalografia no Comportamento de Pequenas Trincas HCF de uma Liga de Alumínio Fundido A357-T6. **Metall Mater Trans A** 51, p. 1416–1427, 2020.

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

SISTEMA SI: Unidades, Símbolos e Prefixos: Laboratório de Química do Estado Sólido INDEX, Instituto de Química UNICAMP. [S. l.]: LQUES Website.

SOUZA, R. P. **Otimização de parâmetros mecânicos e microestruturais dos moldes em areia de sílica ligados quimicamente pelo processo de cura a frio em fundição de aço.** 2015. Tese (Doutorado)- Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, RN, 2015.

STEEDMAN, G.; BISHOP, D. P.; CALEY, W. F.; KIPOUROS, G. J. Surface Porosity Investigation of Aluminum–silicon PM Alloys. **Powder Technology**, p. 225-30, 2012.

TAYLOR, J. A. Fases intermetálicas contendo ferro em ligas de fundição à base de Al-Si. **Procedia Materials Science**, Science Direct, p. 19-33, 2012.

TEIXEIRA, A. R. *et al.* **Redução do índice de porosidade em peças fundidas sob alta pressão.** Uninorte, Laureate International Universities, 2018.

TERZI, S. *et al.* **Acta Materialia**, 58, 2010.

TOMOYOSE, A. N. **Estereoscopia para realidade aumentada e jogos.** 2010. 215 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

TRANS of the Indian Institute of Metals, 74, p. 447–458, 2021.