



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**

Faculdade de Engenharia Mecânica

**FERNANDO ALMEIDA DA SILVA FERNANDES**

**Análise Comparativa entre os  
Processamentos: Fundição Sob Pressão,  
Reofundição e Tixoconformação**

CAMPINAS

2024

**FERNANDO ALMEIDA DA SILVA FERNANDES**

**Análise Comparativa entre os  
Processamentos: Fundição Sob Pressão,  
Reofundição e Tixoconformação**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia  
Mecânica da Universidade Estadual de Campinas  
como parte dos requisitos exigidos para obtenção  
do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na  
Área de materiais e processos de fabricação

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

ESTE TRABALHO CORRESPONDE À VERSÃO  
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO  
ALUNO FERNANDO ALMEIDA DA SILVA  
FERNANDES, E ORIENTADA PELO PROF. DR  
EUGÊNIO JOSÉ ZOQUI

**CAMPINAS  
2024**

Ficha catalográfica  
Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP)  
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura  
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

F391a Fernandes, Fernando Almeida da Silva, 1995-  
Análise comparativa entre os processamentos: fundição sob Pressão, reofundição e tixoconformação / Fernando Almeida da Silva Fernandes. – Campinas, SP : [s.n.], 2024.

Orientador: Eugenio José Zoqui.  
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição sob pressão. 2. Tratamento térmico. 3. Ligas (Metalurgia). 4. Ligas de alumínio. 5. Fundição. I. Zoqui, Eugenio José, 1965-. II. Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações Complementares

**Título em outro idioma:** Comparative analysis between processes: high pressure die casting, rheocasting and thixocasting

**Palavras-chave em inglês:**

Die casting

Heat treatment

Alloys (Metallurgy)

Aluminum alloys

Casting

**Área de concentração:** Materiais e Processos de Fabricação

**Titulação:** Mestre em Engenharia Mecânica

**Banca examinadora:**

Eugenio José Zoqui [Orientador]

Hipólito Domingo Carvajal Fals

Luciano Augusto Lourençato

**Data de defesa:** 18-06-2024

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

**Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)**

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0002-7813-4020>

- Currículo Lattes do autor: <https://lattes.cnpq.br/8993562690821374>

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO**

**Análise Comparativa entre os  
Processamentos: Fundição Sob Pressão,  
Reofundição e Tixoconformação**

Autor: Fernando Almeida da Silva Fernandes

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

**Prof. Dr. Eugênio José Zoqui, Presidente  
FEM/UNICAMP**

**Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals  
UFTPR / Universidade Tecnológica Federal do Paraná PR**

**Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato  
UTFPR/ Universidade Tecnológica Federal do Paraná - Campus de Ponta Grossa**

A Ata de Defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no SIGA/Sistema de Fluxo de Dissertação/Tese e na Secretaria do Programa da Unidade.

Campinas, 18 de junho de 2024.

## **DEDICATORIA**

Dedico este trabalho aos meus pais Marco Antônio e Maria Eunice, pilares de toda minha formação.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus que nos momentos difíceis foi meu amparo e proteção.

À minha mãe Maria o meu Pai Marco e minha irmã Claudia, pelo suporte e apoio incondicional durante toda minha jornada.

Agradeço ao meu orientador professor Dr. Eugênio José Zoqui, pela oportunidade de realizar este trabalho, acreditando no meu potencial científico e me auxiliando para meu crescimento profissional e acadêmico.

Agradeço ao meu amigo de laboratório Dr. Wendel Leme Beil, que contribui de forma imensurável para a realização do trabalho, tanto na parte experimental, quanto na parte escrita.

Aos demais colegas de laboratório André Braga, André Dantas. Daimer Velazquez, Isabela Kierulff e João Paulo de Oliveira, pelo suporte e discussões durante todo meu tempo no laboratório.

Aos técnicos Claudomiro Alves, Aristides Magri, Eduardo Bernardes, Disney Thomazelli, João Eduardo Pólis, José Luís Lisboa, Fernando Ortolano, Márcia Taipina pelo apoio e conselhos no desenvolvimento experimental deste trabalho.

Aos professores Dr. Juliano Soyama e Dr. Noé Cheung pela colaboração no exame de qualificação para a melhoria do trabalho.

Ao professor Hipolito Carvajal pelas conversas que me ajudaram a enriquecer o texto deste trabalho.

Aos colegas Cleusa Meira, Delcio Ribeiro da Silva, Jefferson de Souza e Thaina Vilera por terem em diversos momentos contribuído de alguma forma direta ou indireta.

Aos demais professores e funcionários da Faculdade de engenharia mecânica (FEM-UNICAMP) que de forma indireta cooperaram para realização deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), processo no 164366/2021-0.

"Para pequenas criaturas como nós, a vastidão é suportável somente através do amor."

**Carl Sagan**

## Resumo

O processamento no estado semissólido tem ganhado destaque ao longo dos anos por sua capacidade de produzir peças com características superiores, como menor porosidade e melhor desempenho mecânico, em comparação com os processos de injeção sob pressão convencionais. Métodos como a refundição e a tixoconformação são exemplos de processamentos no estado semissólido que visam otimizar a microestrutura das ligas metálicas. Dentro da refundição e a tixoconformação existem diversas rotas para se obter o material no estado semissólido, e essas rotas podem resultar em diferenças significativas no comportamento do fluxo da pasta e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas dos produtos finais. Este trabalho busca realizar uma análise comparativa direta dos aspectos metalúrgicos e mecânicos de peças obtidas por fundição sob pressão convencional, refundição e tixoconformação. Para isso, foram produzidos corpos de prova com a liga 356, nas condições refinada (Al-5wt%Ti-1wt%B) e modificada (Sr-10wt%Al), processados sob os mesmos parâmetros de injeção, como velocidade de injeção, massa e temperatura da matriz, para todas as condições de injeção. Na refundição, a preparação da pasta semissólida foi feita por meio de borbulhamento de um gás inerte no metal fundido, utilizando um método análogo ao *Gas Induced Semi-Solid* (GISS). Para a tixoconformação, lingotes da liga 356 quimicamente refinados foram produzidos para serem aquecidos e injetados. Após a injeção, os corpos de prova foram solubilizados a 540°C e envelhecidos artificialmente (T6). Foram analisados a porosidade, a microestrutura e as propriedades mecânicas das amostras injetadas convencionalmente, comparando-as com as amostras obtidas por refundição e tixoconformação. Os resultados indicam que as amostras refundidas e tixoconformadas apresentam uma menor porcentagem de porosidade em comparação com as amostras injetadas convencionalmente. Além disso, as amostras tixoconformadas produziram uma pasta semissólida contendo uma fase primária de  $\alpha$ -Al globularizada para as condições de 0s e 30s, diferente da estrutura dendrítica comumente encontrada em peças injetadas de forma convencional. Para a condição refundida, a estrutura globular aparece apenas nas amostras de 5s. Em relação às amostras refundida de 5s e tixoconformada de 30s, estas se destacam por apresentarem maiores propriedades mecânicas: Limite de escoamento ( $125,68 \pm 11,01$  MPa /  $127,45 \pm 3,02$  MPa), Resistência à tração ( $185,04 \pm 30,3$  MPa /  $180,13 \pm 3,20$  MPa) e Alongamento ( $5,01 \pm 0,10\%$  /  $4,11 \pm 0,34\%$ ), quando comparadas

com a amostra injetada convencionalmente. Após o tratamento de solubilização e envelhecimento artificial, ambas as amostras reofundidas e tixoconformadas mostraram uma melhoria nas propriedades mecânicas, resultado da esferoidização da fase eutética de Si e da precipitação do  $Mg_2Si$  na microestrutura. Ambos os processos semissólidos geram peças com características superiores ao processamento convencional; no entanto, quando comparados, os processos de reofundição e tixoconformação são equivalentes entre si.

**Palavras-Chave:** Fundição sob pressão, Reofundição, Tixoconformação, Liga 356.

## Abstract

Semi-solid processing has gained prominence over the years due to its ability to produce components with superior characteristics, such as reduced porosity and higher mechanical properties, compared to conventional high pressure die casting processes. Techniques such as rheocasting and thixocasting are examples of semi-solid processing methods aimed at optimizing the microstructure of metallic alloys. Within rheocasting and thixocasting, various routes are available to achieve the semi-solid state, and these routes can result in significant differences in slurry flow behavior and, consequently, in the mechanical properties of the final products. This study aims to provide a direct comparative analysis of the metallurgical and mechanical aspects of parts produced by conventional high pressure die casting, rheocasting and thixocasting. Test specimens were produced using the 356 alloy in both refined (Al-5wt%Ti-1wt%B) and modified (Sr-10wt%Al) conditions, processed under identical injection parameters such as injection speed, mass, and die temperature. In rheocasting, the semi-solid paste was prepared by bubbling an inert gas into the molten metal, using a method analogous to Gas Induced Semi-Solid (GISS). For thixocasting, chemically refined ingots were heated and injected. Following injection, the test specimens were solubilized at 540°C and artificially aged (T6). The porosity, microstructure, and mechanical properties of conventionally injected samples were analyzed and compared with those obtained by rheocasting and thixocasting. The results indicate that rheocasting and thixocasting samples exhibit a lower percentage of porosity compared to conventionally injected samples. Furthermore, thixocasting samples produced a semi-solid paste containing a primary globular  $\alpha$ -Al phase for the 0s and 30s conditions, which contrasts with the dendritic structure commonly found in conventionally injected parts. For rheocasting, the globular structure is observed only in the 5s samples. Notably, the rheocasting 5s and thixocasting 30s samples demonstrated superior mechanical properties, including higher yield strength ( $125.68 \pm 11.01$  MPa /  $127.45 \pm 3.02$  MPa), tensile strength ( $185.04 \pm 30.3$  MPa /  $180.13 \pm 3.20$  MPa), and elongation ( $5.01 \pm 0.10\%$  /  $4.11 \pm 0.34\%$ ) compared to the conventionally injected samples. After solution treatment and artificial aging, both rheocasting and thixocasting samples exhibited improved mechanical properties, resulting from the spheroidization of the eutectic Si phase and the precipitation of Mg<sub>2</sub>Si in the microstructure. Both semi-solid processes produce parts with superior

characteristics compared to conventional processing; however, rheocasting and thixocasting are found to be equivalent when compared with each other.

**Keywords:** High Pressure Die Casting, Rheocasting, Thixoforming, Alloy 356.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 - Esquema de uma máquina de fundição sob pressão com câmara quente. Adaptado (VINARCIK, 2002). .....	25
Figura 3.2 - Exemplo de uma célula automatizada de fundição sob pressão (MARCHIOLI, 2021).....	26
Figura 3.3 – a) Esquema de uma máquina de fundição sob pressão com câmara quente. b) Ciclo de injeção de uma injetora de câmara fria (VINARCIK, 2002). Adaptado. ....	27
Figura 3.4 - Classificação das ligas de alumínio trabalhadas e para fundição (GRAF, 2020).....	30
Figura 3.5 - Porosidade devido a absorção de gases (a). Porosidade causada devido a contração volumétrica (b). (OTARAWANNA; GOURLAY; LAUKLI; DAHLE, 2009). Adaptado.....	32
Figura 3.6 - Solubilidade de hidrogênio no alumínio. Adaptado (MURRAY; MURRAY, 2011).....	33
Figura 3.7 - Diagrama esquemático mostrando a mudança na viscosidade com o tempo após mudanças na taxa de cisalhamento para ilustrar o comportamento tixotrópico de pastas semissólidas. (MODIGELL et al., 2018) Adaptado. ....	35
Figura 3.8 - Uma sequência fotográfica ilustrando o comportamento tixotrópico da pasta no estado semissólido. (ATKINSON, 2005). Adaptado. ....	35
Figura 3.9 - Tensão de cisalhamento versus taxa de cisalhamento. Viscosidade versus taxa de cisalhamento para uma variedade de tipos de comportamentos reológicos. (ATKINSON, 2005). Adaptado. ....	36
Figura 3.10 - Exemplo de gráfico de medições de viscosidade em condições isotérmicas de experimentos de taxa de cisalhamento para liga A356 em várias frações sólidas mostrando o comportamento típico de afinamento por cisalhamento do SSM. (MODIGELL et al., 2018).....	37
Figura 4.1 - a) Gráfico da curva “Fração sólida vs Temperatura” da liga 356 b) Gráfico da curva “Sensibilidade vs Temperatura” da liga 356.....	45
Figura 4.2 - a) Célula de injeção do laboratório de processos de fabricação do Departamento de Engenharia e Manufatura e Materiais (DEMM) b) Lado fixo da matriz da injetora. ....	47

Figura 4.3 - Dispositivo utilizado para borbulhar o argônio durante os ensaios de reofundição. ....	49
Figura 4.4 - Micrografias utilizadas na contagem: a) de glóbulos b) de grãos.....	53
Figura 4.5 - Exemplo de um produto de alumínio injetado sob pressão com diferentes áreas analisadas. (Fonte: Autor, 2024) .....	54
Figura 4.6 - a) Micrografia obtida pelo microscópio Zeiss modelo SNT 12V 100W em escala cinza b) Micrografia com aumento de 50x utilizada na porcentagem de porosidade c) e d) micrografias com aumento de 100x e 200x utilizadas para circularidade e tamanho de poros. (Fonte: Autor, 2024) .....	55
Figura 5.1 - a) configuração da câmara de injeção utilizada nos ensaios de injeção convencional e reofundição b), c) e d) configuração utilizada nos ensaios de tixoconformação. ....	60
Figura 5.2 – Micrografia da amostra tixoconformada antes da alteração do canal de entrada da matriz. ....	60
Figura 5.3 - Micrografia da amostra tixoconformada após a alteração do canal de entrada da matriz .....	61
Figura 5.4 – Gráfico de temperatura pelo tempo do processo GISS .....	62
Figura 5.5 - Corpo de prova injetado a) 0,5m/s, b) 1m/s e c) 1,5m/s.....	64
Figura 5.6 – Ciclo de injeção detalhado .....	65
Figura 5.7 - Perfil de temperatura da matriz durante o processo de injeção de acordo com os diferentes processamentos. ....	66
Figura 5.8 - Análise macroscópica e microscópica de campo claro da porosidade. Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e). ....	68
Figura 5.9 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo do produto injetado (região 1). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e).....	70
Figura 5.10 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do meio do produto injetado (região 2). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e) .....	71
Figura 5.11 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do final do produto injetado (região 3). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e).....	71

Figura 5.12 - Análise macroscópica e microscópica de campo claro da porosidade. Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e). .....	73
Figura 5.13 – Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo dos produtos injetados e tratados termicamente (região 1). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e) .....	74
Figura 5.14 – Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do meio dos produtos injetados e tratados termicamente (região 2). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e) .....	75
Figura 5.15 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo dos produtos injetados e tratados termicamente (região 3). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e) .....	75
Figura 5.16 - Porcentagem de área (% área) da porosidade encontrada nos produtos injetados.....	76
Figura 5.17 -Média da porosidade em diversas regiões do lingote. ....	77
Fig. 5.18- Distribuição de porosidades obtidas pelo uso do software <i>ImageJ</i> para todas as condições de injeção com e sem tratamento térmico. ....	78
Fig. 5.19 - Detalhe mostrando bolhas superficiais para a condição injetada após tratamento térmico T6, não observadas nos semissólidos.....	79
Fig. 5.20 - Correlação entre circularidade e diâmetro de Ferret dos poros analisados nas condições sem e com tratamento térmico. a) Injeção convencional, b) reofundida 3s, c) reofundida 5s, d) tixoconformada 0s e e) tixoconformada 30s .....	80
Figura 5.21 - Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada nas condições convencional (a,b), Reofundida – GISS 3S (c,d), Reofundida – GISS 5S (e,f), Tixoconformada 0s (g,h) e Tixoconformada 30s (i,j). ....	82
Figura 5.22 - Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada nas condições convencional (a), Reofundida – GISS 3S (c), Reofundida – GISS 5S (e), Tixoconformada 0s (g) e Tixoconformada 30s (i) sem tratamento térmico. Injetada nas condições convencional (b), Reofundida – GISS 3S (d), Reofundida – GISS 5S (f), Tixoconformada 0s (h) e Tixoconformada 30s (j) sem tratamento térmico com tratamento térmico. ....	88

Figura 5.23 – Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada e tratadas termicamente nas condições convencional (a,b), Reofundida – GISS 3S (c,d), Reofundida – GISS 5S (e,f), Tixoconformada 0s (g,h) e Tixoconformada 30s (i,j).....	90
Figura 5.24 - Parâmetros microestruturais da liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). ....	91
Figura 5.25 – Perfil microestrutural da amostra injetada convencionalmente. ....	92
Figura 5.26 - Perfil microestrutural da amostra reofundida GISS - 5s.....	93
Figura 5.27 - Perfil microestrutural da amostra Tixoconformada 30s. ....	93
Figura 5.28 - Modelo de segregação nas amostras de reo-HPDC: (a) GISS-HPDC; (b) SEED-HPDC (GU <i>et al.</i> 2023).....	94
Figura 5.29 – Porcentagem de eutético dividido por regiões das amostras injetadas convencionalmente, reofundidas e tixoconformadas.....	94
Figura 5.30 - Curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração para a Liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). ....	95
Figura 5.31 - Valores de tensão de escoamento, resistência a tração e alongamento para a liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). ....	97
Figura 5.32 - Corpos de prova injetados convencionalmente que romperam na região da rosca.....	98

## LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição química da liga 356 (em % de peso) medida por meio do OES. .....	42
Tabela 4.2 - Temperaturas de interesse para tixotomização e reofundição da liga 356 para diferentes taxas de aquecimento/resfriamento.....	46
Tabela 4.3 - Características técnicas da injetora delta T-40A.....	46
Tabela 5.1 – Parâmetros de tempo, temperatura e fração sólido do processo GISS. ....	63
Tabela 5.2 – Porosidade em %area para as amostras injetadas separadas em regiões diferentes. ....	68
Tabela 5.3 - Porosidade em % área para as amostras injetadas e tratadas termicamente separadas em regiões diferentes. ....	73
Tabela 5.4 - Parâmetros de tamanho de grão, glóbulo e circularidade das amostras injetadas.....	85
Tabela 5.5 - Parâmetros de tamanho de grão, glóbulo e circularidade das amostras injetadas e tratadas termicamente. ....	90
Tabela 5.6 - Resultados dureza (HV), Limite de escoamento (LE), Resistência à tração (RT) e Alongamento AL (%) da liga 356 injetadas em diferentes condições com e sem tratamento térmico.....	96
Tabela 5.7 – Propriedades da liga A356 encontrada em diferentes trabalhos.....	98

## Abreviaturas

AL – Alongamento

DEMM - Departamento de Engenharia e Manufatura e Materiais

DSC - *differential scanning calorimetry*

fl – Fração líquida

fs – Fração sólida

GISS - *Gas induced semi-solid*

LE - Limite de escoamento

RT - Resistência à tração

SSM - *Semi solid metals*

SSP – *Semi solid process*

T6 – Solubilização e envelhecimento artificial

UTS - *Ultimate tensile strength*

YS - *Yield strength*

## **Símbolos**

$\alpha$ -Al – Fase rica em alumínio

$\tau$  - tensão de cisalhamento

$\dot{\gamma}$  - taxa de cisalhamento

$\eta$  - constante de proporcionalidade

Re – Número de Reynolds

## SÚMARIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>21</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>23</b>
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	23
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>24</b>
3.1	INJEÇÃO SOB PRESSÃO .....	24
3.2	SISTEMA DE INJEÇÃO POR CÂMERA A QUENTE .....	24
3.3	SISTEMA DE INJEÇÃO SOB PRESSÃO DE CÂMERA FRIA .....	25
3.4	PARÂMETROS DE INJEÇÃO.....	28
3.5	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS .....	28
3.6	LIGAS MAIS PROCESSADAS NA INJEÇÃO SOB PRESSÃO .....	30
3.7	DEFEITOS DA INJEÇÃO DE ALUMÍNIO.....	31
3.7.1	Porosidade devido a Contração Volumétrica (Shrinkage Porosity) .....	32
3.7.2	Porosidade devido Absorção de Gases .....	33
3.8	PROCESSAMENTO NO ESTADO SEMISSÓLIDO .....	34
3.9	REOFUNDIÇÃO E TIXOCONFORMAÇÃO.....	38
<b>4</b>	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>40</b>
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	41
4.2	CARACTERIZAÇÃO TERMODINÂMICA.....	42
4.3	PARÂMETROS DE INJEÇÃO .....	46
4.4	ENSAIOS DE INJEÇÃO .....	47
4.5	INJEÇÃO SOB PRESSÃO CONVENCIONAL .....	48
4.6	REOFUNDIÇÃO (GISS).....	48
4.7	TIXOCONFORMAÇÃO.....	49
4.7.1	Preparação dos lingotes .....	49
4.7.2	Ensaio de Tixoconformação .....	50
4.8	TRATAMENTO TÉRMICO .....	51
4.9	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	51
4.10	POROSIDADE VIA SOFTWARE IMAGEJ .....	53
4.10.1	Aquisição das imagens .....	54

4.10.2 Pré-processamento .....	56
4.10.3 Análise no ImageJ.....	56
4.10.4 Pós-Processamento .....	57
4.11 ENSAIO DE DUREZA.....	57
4.12 ENSAIO DE TRAÇÃO .....	58
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>59</b>
5.1 CONDIÇÕES DE INJEÇÃO.....	59
5.1.1 Adaptações.....	59
5.1.2 Controle de temperatura .....	62
5.1.3 Velocidade de injeção .....	63
5.1.4 Temperatura da Matriz durante o processo de injeção sob pressão.....	64
5.2 CARACTERIZAÇÃO DA POROSIDADE .....	67
5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	81
5.3.1 Caracterização das amostras injetadas .....	81
5.3.2 Caracterização das amostras injetadas e tratadas termicamente .....	86
5.4 PERFIL MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS INJETADAS .....	91
5.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	95
<b>6 CONCLUSÃO.....</b>	<b>99</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>101</b>
<b>8 REFERÊNCIAS.....</b>	<b>102</b>

# 1 INTRODUÇÃO

A fundição sob pressão é um processo de fabricação especialmente adequado para altas taxas de produção, capaz de produzir peças complexas e com alta precisão dimensional, utilizando principalmente ligas de alumínio e magnésio (Butler et al., 2001; Zhou et al., 2014). Este método de fabricação representa mais da metade da produção global de peças fundidas de metais leves e é amplamente utilizado em diversos setores da indústria, como automotivo, aeroespacial e de comunicações (Butler et al., 2001). No entanto, apesar de suas vantagens, a fundição sob pressão enfrenta desafios relacionados ao desempenho mecânico das peças, principalmente devido à porosidade causada pelo aprisionamento de gases e pela contração que ocorre durante a solidificação, o que pode limitar sua aplicação (Zhou et al., 2014; Gu et al., 2022).

Para enfrentar esses desafios, várias abordagens foram propostas para reduzir a porosidade nas peças produzidas por fundição sob pressão. O processamento no estado semissólido tem se destacado como uma alternativa promissora para mitigar esses problemas. Comparado com a fundição sob pressão tradicional, o processamento no estado semissólido consegue produzir componentes com menor porosidade e propriedades mecânicas aprimoradas. Esse benefício é atribuído à maior viscosidade da pasta semissólida em comparação com o metal líquido. A viscosidade aumentada resulta em um fluxo menos turbulento durante o preenchimento das cavidades do molde, reduzindo assim o aprisionamento de gases e a porosidade associada. Além disso, a presença de uma fase sólida na pasta semissólida reduz a contração térmica durante a solidificação, resultando em peças mais densas que podem ser posteriormente tratadas termicamente (Zhou et al., 2014; Gu et al., 2022).

Nos últimos 30 anos, pesquisas consideráveis foram realizadas sobre o processamento no estado semissólido, levando ao desenvolvimento de diversos métodos para produzir pasta semissólida com estruturas não dendríticas. Tecnologias como Reofundição e Tixoconformação oferecem alternativas viáveis para a fabricação de componentes de alta qualidade. Apesar dessas vantagens, o processamento de metais semissólidos (SSM) tem tido uma adoção limitada na indústria de fundição. Uma barreira significativa para uma adoção mais ampla é a falta de informações claras sobre qual rota de processamento oferece os melhores resultados. Este estudo visa fornecer uma análise

comparativa dos aspectos metalúrgicos e mecânicos de peças produzidas por fundição sob pressão convencional em comparação com aquelas produzidas por Reofundição e Tixoconformação, utilizando a liga A356 e parâmetros de processamento semelhantes, como velocidade de injeção e massa.

## 2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo avaliar a melhor rota de processamento no estado semissólido comparando de forma direta a reofundição e a tixoconformação aplicada a injeção sob pressão. Para isso serão avaliados a evolução morfológica, propriedades mecânicas e porosidade dos produtos injetados.

Além disso, será aplicado o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial em todas as condições de injeção, para avaliar a possibilidade de melhoria de desempenho em relação às propriedades mecânicas da liga 356.

### 2.1 Objetivos específicos

Dentre os objetivos específicos serão correlacionados os parâmetros de porosidade, microestrutural e propriedades mecânicas. Para isso serão determinadas:

- A porosidade em fração de área para as amostras injetadas convencionalmente, reofundidas e tixoconformadas.
- A avaliação de parâmetros microestruturais como o tamanho de grão e glóbulo, circularidade e porcentagem da fase eutética.
- Obtenção das propriedades mecânicas através de ensaios de dureza e tração para as amostras com e sem tratamento térmico.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 Injeção sob pressão

A injeção sob pressão é um processo de fabricação capaz de produzir peças *near-net-shape*, ou seja, peças com dimensões muito próximas a sua forma final com grau de complexidade elevado. Esse método possibilita a produção de componentes de forma rápida e econômica, se comparado a outros processos de fundição convencionais (OTARAWANNA; DAHLE, 2011). Esse tipo de processo tem uma ampla aplicação industrial e, atualmente, mais da metade da produção mundial de metais leves fundidos utiliza esse processo de fabricação. Ligas de alumínio, zinco e magnésio são as mais comumente empregadas na injeção sob pressão (BONOLLO; GRAMEGNA; TIMELLI, 2015).

No processo de injeção sob pressão há basicamente dois tipos principais de sistemas utilizados para injetar o material fundido na matriz, o processo câmara quente e o de câmara fria.

### 3.2 Sistema de injeção por câmara a quente

O sistema de injeção por câmara a quente é utilizado principalmente nas ligas de magnésio e zinco (BUTLER, 2001). Algumas ligas de alumínio também podem ser utilizadas nesse sistema, mas elas ficam limitadas devido alguns problemas técnicos como o relativo alto ponto de fusão dessas ligas e a afinidade do alumínio com o ferro. O alto ponto de fusão faz com que as partes do sistema de injeção se deterioresem mais rápido, diminuindo a vida útil dos componentes desse tipo de sistema de injeção. (OKAYASU *et al.*, 2013).

A figura 3.1 ilustra o processo de injeção utilizando uma máquina injetora de câmara quente. O material fundido é colocado em um forno com um conjunto de injeção

hidráulico acoplado. Quando o conjunto é acionado o pistão se move e força o material a se mover para dentro da matriz (BUTLER, 2001).

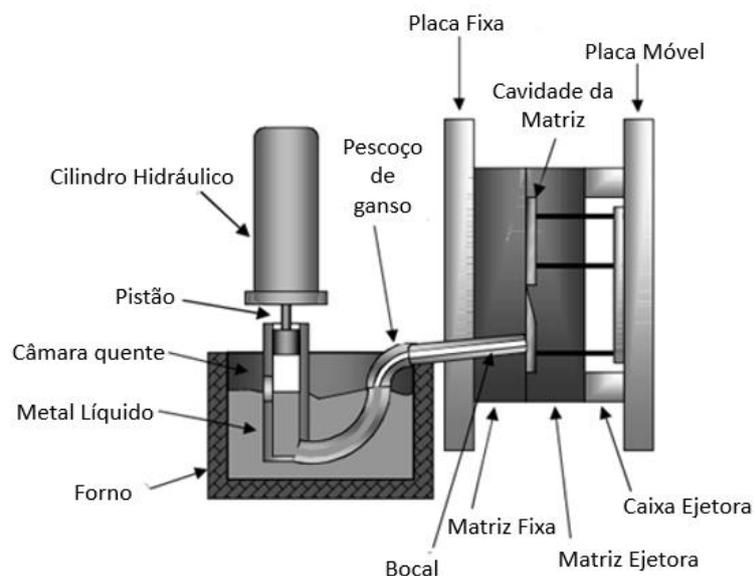


Figura 3.1 - Esquema de uma máquina de fundição sob pressão com câmara quente. Adaptado (VINARCIK, 2002).

### 3.3 Sistema de injeção sob pressão de câmara fria

As máquinas injetoras que possuem o sistema de câmara fria são comumente utilizadas na fabricação de peças de ligas de alumínio. Esse sistema se difere do sistema de injeção por câmara quente, pois ele não fica com o sistema hidráulico acoplado no forno com o material fundido, em vez disso, o material fica em um forno separado desse sistema. A figura 3.2 apresenta uma célula produtiva que utiliza uma injetora de câmara fria, o processo de alimentação nesse tipo de injetora pode ser feito de forma manual ou automatizada, para isso o forno externo é colocado perto do ponto de alimentação da injetora para facilitar o manuseio do metal fundido (VINARCIK, 2002).

A vantagem é que esse tipo de sistema de alimentação é capaz de minimizar o contato entre o metal líquido e os componentes do sistema de injeção, assim aumentando a vida útil desses componentes. Contudo, devido às altas velocidades, acaba-se gerando

uma turbulência significativa na manga de injeção, o que causa um aumento na porosidade devido ao aprisionamento dos gases no metal líquido (CHAVAN; KULKARNI, 2020).

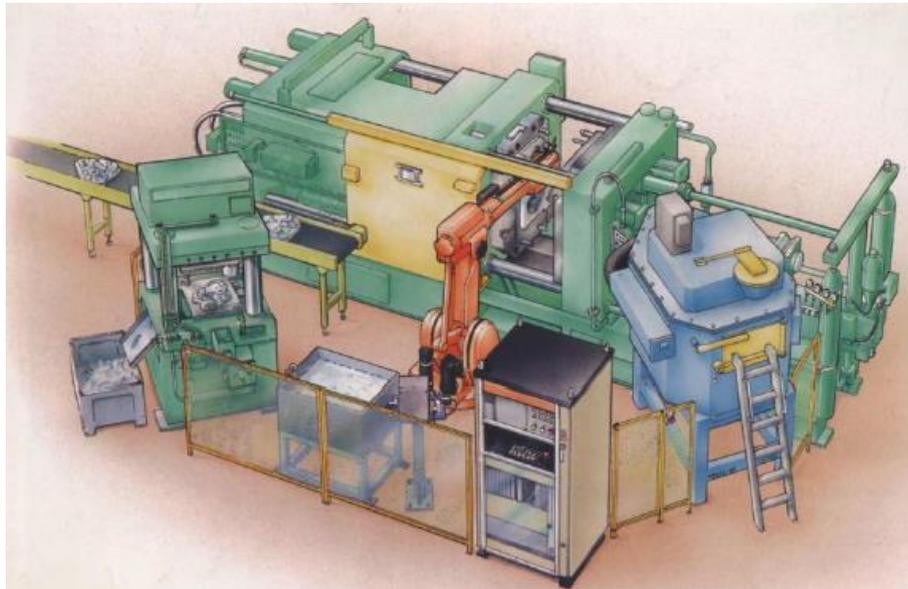


Figura 3.2 - Exemplo de uma célula automatizada de fundição sob pressão (MARCHIOLI, 2021)

O processo de injeção sob pressão por câmara fria pode ser dividido em três etapas principais: alimentação, injeção e extração. No processo de alimentação o material líquido é retirado do forno com o auxílio de um cadinho ou uma concha de fundição e colocado no sistema de alimentação. Esse sistema de alimentação conta com uma câmara de injeção que possui uma abertura no topo, onde o material é colocado na injetora como apresentado na figura 3.3a. (BONOLLO; GRAMEGNA; TIMELLI, 2015; MURRAY; MURRAY, 2011)

Após a etapa de alimentação a injeção é realizada através de um conjunto hidráulico que aciona o pistão da máquina. Guiado pela câmara de injeção, o pistão se move para frente e empurra o metal líquido em direção a matriz. A metal líquido entra pelo canal de entrada e preenche as cavidades da matriz enquanto sofre uma pressão do sistema hidráulico até que o metal esteja totalmente solidificado. O processo de extração ocorre após a completa solidificação do material. Passado o tempo de solidificação, a

placa móvel da injetora se desloca e abre a matriz, assim concedendo acesso para que a peça seja retirada. Para auxiliar na retirada da peça, as matrizes possuem acoplado no lado móvel da injetora um sistema de extração, que aciona um conjunto de pinos que auxiliam na retirada da peça da cavidade da matriz. Após a extração da peça se realiza uma pulverização de lubrificante na matriz, a fim de ajudar a desmoldar a peça, refrigerar e lubrificar a matriz. Com a lubrificação realizada a placa móvel da injetora se fecha e o ciclo de injeção é realizado novamente. (MURRAY; MURRAY, 2011).

A figura 3.3b apresenta o passo a passo de um ciclo numa máquina injetora que usa o sistema de câmara fria.

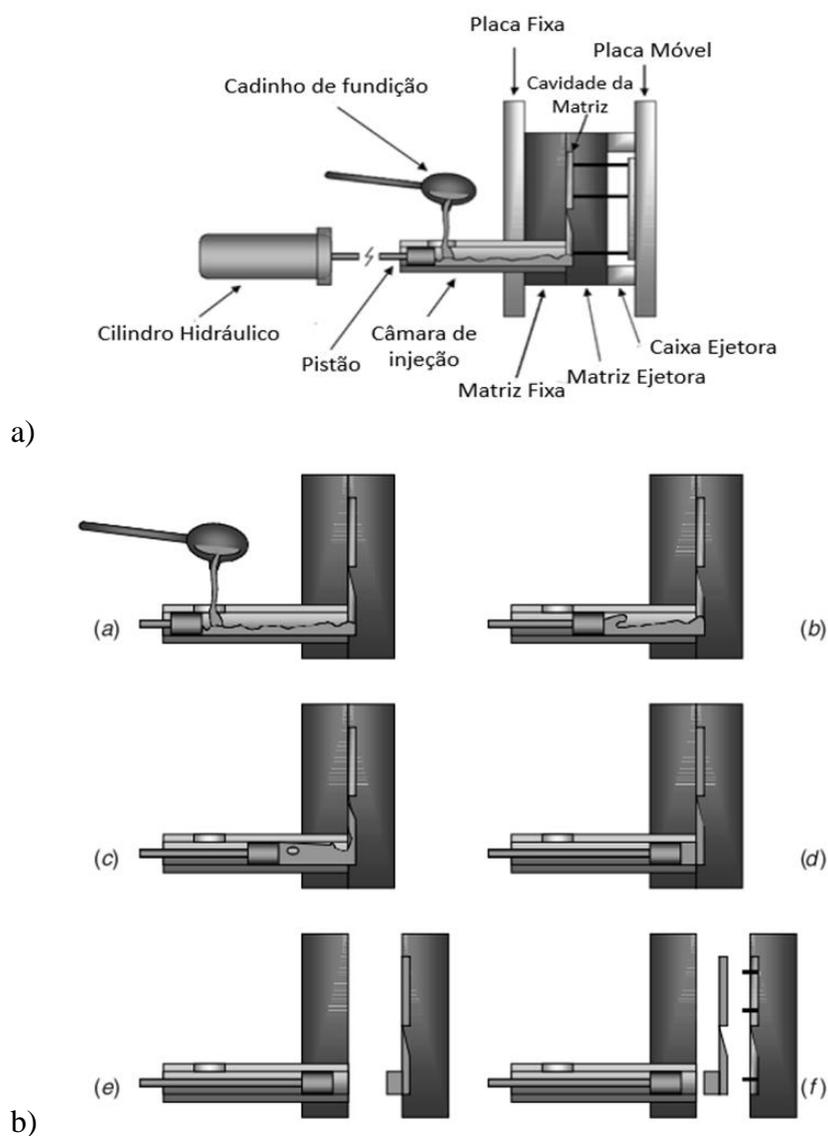


Figura 3.3 – a) Esquema de uma máquina de fundição sob pressão com câmara quente.  
b) Ciclo de injeção de uma injetora de câmara fria (VINARCIK, 2002). Adaptado.

### 3.4 Parâmetros de injeção

O processo de injeção sob pressão envolve muitas variáveis diferentes no processo de alimentação, injeção e extração. Para cada uma das etapas há parâmetros diferentes a serem controlados desde as velocidades de injeção até a pulverização de lubrificante na superfície da matriz. Parâmetros esses que se não estabelecidos corretamente podem comprometer a qualidade do produto injetado.

Na injeção sobre pressão comumente o material é superaquecimento na faixa de 50 a 100°C (OTARAWANNA; DAHLE, 2011). As matrizes da injetora também são aquecidas a uma faixa de temperatura que varia de 120°C e 280°C dependendo da peça (MURRAY; MURRAY, 2011).

O material aquecido é colocado na luva de injeção então o sistema hidráulico é acionado. O material é então deslocado para frente em direção à cavidade de alimentação da matriz, esse primeiro estágio de injeção ocorre de forma lenta (*slow shoot*) e dura de 1 a 7 s dependendo da quantidade de material colocado (OTARAWANNA; DAHLE, 2011). Depois disso, quando quase todo o material chega na entrada da matriz, os atuadores do sistema hidráulico aumentam a velocidade de injeção, o pistão acelera resultando em uma alta velocidade que pode chegar até 60 m/s. Essa velocidade elevada permite que peças complexas com espessura de parede finas sejam produzidas. Durante a solidificação o metal se contrai, deixando vazios de contração no produto final, para evitar isso o metal líquido é submetido a uma elevada pressão (cerca de até 120MPa) (BONOLLO; GRAMEGNA; TIMELLI, 2015).

### 3.5 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na terra e um dos metais mais utilizados no mundo. Um dos seus principais atrativos é a sua baixa densidade se comparado, por exemplo, a outros materiais como o aço e o cobre. O peso específico do alumínio é de 2,70 g/cm<sup>3</sup>, cerca de 35% do peso do aço. Além da baixa densidade o

alumínio é resistente a corrosão, possui um bom acabamento superficial e é um material reciclável (ABAL, 2023).

Apesar da sua baixa densidade o alumínio é um elemento com propriedades mecânicas pouco atrativas se comparado a outros metais, por isso a gama de aplicações na engenharia desse elemento fica limitada. Com um módulo de elasticidade de 70 GPa, limite de escoamento de 10 MPa e alongamento de cerca de 50%, o alumínio comercialmente puro é usado apenas em algumas aplicações especiais como partes eletrônicas e baterias. Por isso é necessária a adição de outros elementos na matriz de alumínio, para assim formar as ligas de alumínio que possuem propriedades mecânicas superiores e um maior campo de aplicações, além disso algumas dessas ligas podem ser tratadas termicamente, assim aumentando a sua versatilidade (GRAF, 2020).

A *Aluminum Association*, divide as ligas de alumínio em dois grupos, ligas trabalhadas (*wrought alloys*) e ligas de fundição (*castings alloys*). No Brasil a norma ABNT NBR15975:2011 (Alumínio primário e de fundição — Composição química) regulamenta a composição das ligas de alumínio no país. Cada um desses grupos é subdividido em subgrupos apresentados na figura 4. Esses subgrupos são divididos de acordo com a composição dos principais elementos de liga presentes. Para identificar cada subgrupo é utilizado um código número ‘XYYY’ para as ligas trabalhadas e ‘XYY.Y’ para ligas de fundição. A letra ‘X’ indica o subgrupo da liga de acordo com os principais elementos de liga e o ‘Y’ indica a designação da liga específica. Nas ligas de fundição o último ‘Y’ indica a forma do produto, para peças fundidas (dígito 0), lingotes (dígito 1) e lingotes com composição química diferentes (dígito 2) (KRIDLI *et al.*, 2021; ABNT NBR15975, 2011).

- Peças fundidas (XYY.0)
- Lingotes (XYY.1)
- Lingotes com composição química diferentes (XYY.2)

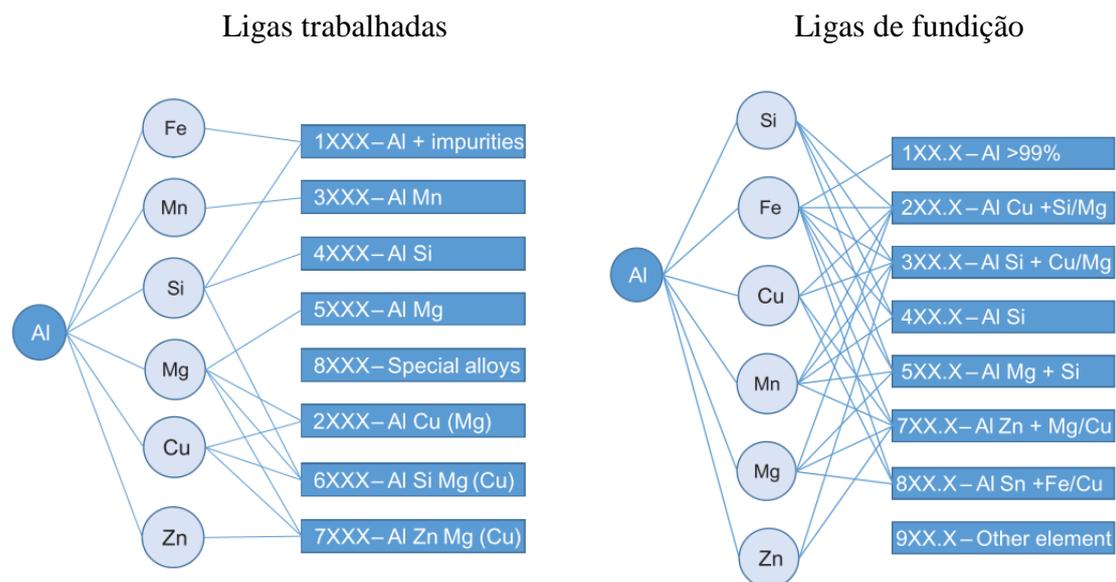


Figura 3.4 - Classificação das ligas de alumínio trabalhadas e para fundição (GRAF, 2020).

### 3.6 Ligas mais Processadas na injeção sob pressão

A maioria das ligas utilizadas nos processos de injeção sob pressão são as ligas baseadas no sistema Al-Si. O silício melhora os parâmetros de fundição do material como a fluidez, reduz o surgimento de trincas causadas pela contração e diminui o surgimento de porosidades. As ligas de Al-Si + Cu e/ou Mg são as composições mais utilizadas na indústria, pois a adição do cobre e magnésio nessas ligas faz com que elas sejam tratáveis termicamente por solubilização e precipitação o que acaba aumentando a sua resistência e ductilidade. (LUMLEY, 2011; GRAF, 2020).

As ligas de Al-Si podem ser também divididas em ligas hipoeutéticas, eutéticas e hipoeutética. A maioria das ligas utilizadas no processo de injeção sob pressão são hipoeutéticas ou quase eutéticas, essas composições são muito utilizadas na indústria automotiva. Apenas em alguns casos se aplicam as ligas hipereutéticas, como por exemplo em aplicações que necessitam de melhor resistência ao desgaste e menor expansão térmica como um bloco de motor ou um pistão. (GRAF, 2020)

Tabela 1 – Ligas para fundição sob pressão de diferentes regiões do mundo que podem ser tratadas termicamente. Adaptado (LUMLEY, 2011).

Liga/peso% (Al bal)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Res. Total
CA313(Aus)	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.3	0.5	3	0.3 5	0.25	0.2	0.2
A380 (US)	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.1	0.5	3		0.35		0.5
C380 (US)	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.1-0.3	0.5	3		0.35		0.5
A383 (US)	9.5-11.5	1.3	2.0-3.0	0.5	0.1-0.3	0.5	3		0.15		0.5
383 (US)	9.5-11.5	1.3	2.0-3.0	0.5	0.1	0.5	3		0.15		0.5
A383 (US)	10.5-12.0	1.3	3.0-4.5	0.5	0.1	0.5	1		0.15		0.5
B384 (US)	10.5-12.0	1.3	3.0-4.5	0.5	0.1-0.3 0.45-	0.5	1		0.35		0.5
390 (US)	16.0-18.0	1.3	4.0-5.0	0.5	0.65	0.1	1.5			0.1	0.2
ADC10 (JIS)	9.6-12.5	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3	0.5	1		0.3		
ADC12 (JIS)	7.5-9.5	1.3	1.5-3.5	0.5	0.3	0.5	1		0.3		
AlSi8Cu3(Fe) (ISO)	8.0-11.0	1.3	2.5-4.0	0.6	0.3	0.5	1.2	0.3	0.2	0.2	0.5(cada)
AlSi9Cu3(Fe) (DIN226)	7.5-9.5	1.2 0.7	2.0-3.5	0.5	0.1-0.5	0.3	1.2 0.7	0.2	0.1	0.15	0.15
SC84R(Canada)	9-11.5	-	3.0-4.0	0.5	0.45- 0.75	-	1.2			0.1	0.15
LM2 (UK)	7.5-9.5	1.0	0.7-2.5	0.5 0.3	0.3	0.5	2	0.3	0.2	0.2	0.05
A360 (US)	9.0-10.0	1.3	0.6	5	0.4-0.6	0.5	0.5		0.15		0.25
AlSi10Mg (DIN239B)	9.0-11.0	0.8	0.8	0.4 0.2-	0.2-0.5		0.1			0.15	0.15
AK9 (CIS)	8.0-11.0	0.8	1	0.5 0.1-	0.2-0.8	0.5	0.5				2.4
AK9M2 (CIS)	7.5-10.0	0.9	0.5-2.0	0.4	0.2-0.8	0.5	1.2			0.05- 0.2	2.5

### 3.7 Defeitos da injeção de alumínio

Um dos maiores fatores que limita a aplicação em larga escala de ligas de alumínio fabricadas por injeção sob pressão é a porosidade, que acaba por comprometer as propriedades mecânicas. A porosidade nas ligas de alumínio pode ser classificada de duas formas diferentes, pelo seu tamanho (macro e microporosidade) ou pela sua causa (contração ou absorção de gases) (YOUSEFIAN, 2017).

Os poros causados devido a contração volumétrica e devido a incorporação de gases tem morfologia distintas. O poro que possui um formato mais tortuoso é interpretado como um poro de contração. O poro circular e, conseqüentemente, é interpretado como um poro de gás. A figura 3.5 apresenta exemplos de poros causados devido a contração durante a solidificação e devido a absorção de gases.

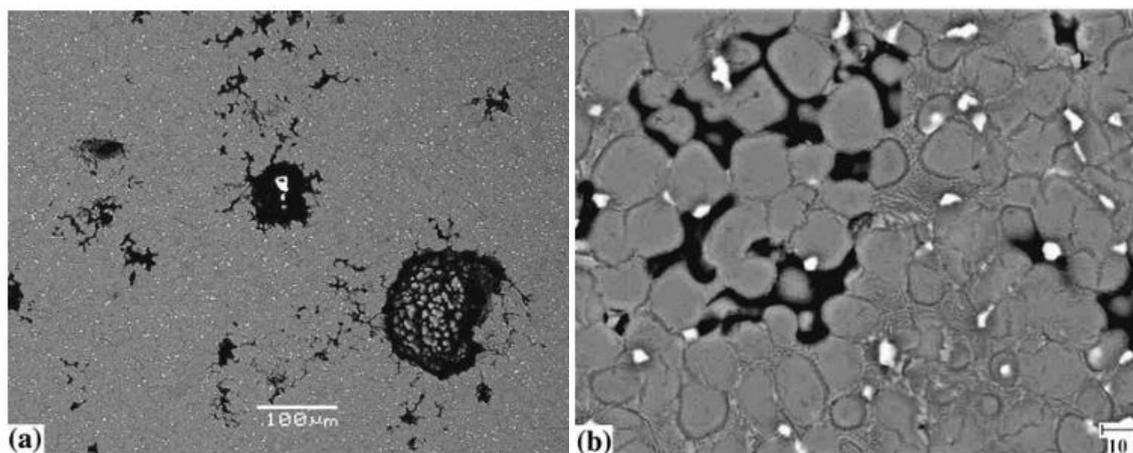


Figura 3.5 - Porosidade devido a absorção de gases (a). Porosidade causada devido a contração volumétrica (b). (OTARAWANNA; GOURLAY; LAUKLI; DAHLE, 2009). Adaptado.

### 3.7.1 Porosidade devido a Contração Volumétrica (*Shrinkage Porosity*)

Os metais em sua maioria quando passam pelo processo de solidificação sofrem contração volumétrica. A contração volumétrica acontece, pois os metais no estado líquido apresentam uma densidade menor que o metal no estado sólido. No caso das ligas de alumínio, a contração volumétrica que ocorre durante essa transformação do estado pode variar de 3 a 8 % (OTARAWANNA; GOURLAY; LAUKLI; DAHLE, 2009; TIRYAKIOĞLU, 2020). Essa porosidade causada pela contração volumétrica (*Shrinkage porosity*) é um fenômeno inerente a solidificação dessas ligas e acaba por gerar vazios internos com formatos irregulares na microestrutura (KRIDLİ et al., 2010).

A porosidade causada por vazios de contração ocorre principalmente em regiões com redução de volume devido à mudança de fase que acabam ficando sem acesso ao metal líquido. Essas áreas são conhecidas como “pontos quentes”, pois o metal com maior temperatura fica cercado por um material mais frio. Isso ocorre principalmente nas regiões que se solidificam por último e podem ser observados em vazios com formas irregulares não preenchidos entre os braços das dendritas.

### 3.7.2 Porosidade devido Absorção de Gases

A porosidade devido a absorção de gases ocorre principalmente durante as fases de alimentação e injeção nos processos de fundição sob pressão. Devido à natureza do processo, que utiliza altas velocidades para preencher as cavidades da matriz, o metal líquido sofre uma grande turbulência na manga de injeção, o que acaba por causar o aprisionamento dos gases (MARCHIOLI, 2021).

Há também indícios que o tipo de desmoldante utilizado nas matrizes durante o processo de injeção, possa colaborar no surgimento de poros devido ao aprisionamento de gases (YOUSEFIAN, 2017; MARCHIOLI, 2021).

O hidrogênio não é um elemento químico com uma solubilidade tão grande no alumínio quanto outros elementos como Fe, Cu e Mg tanto no estado sólido ou líquido. Mas devido a mudança de solubilidade que ocorre com o aumento da temperatura como apresentado na figura 3.6, ocorre uma situação propícia para que o hidrogênio seja incorporado no alumínio (TIRYAKIOĞLU, 2020).

Esse aumento de temperatura facilita a incorporação do hidrogênio do alumínio líquido durante a fusão. Durante a solidificação do alumínio, o hidrogênio é rejeitado na zona pastosa, resultando em uma concentração local de hidrogênio que excede a concentração de equilíbrio, o que leva à formação imediata de poros (TIRYAKIOĞLU, 2020).

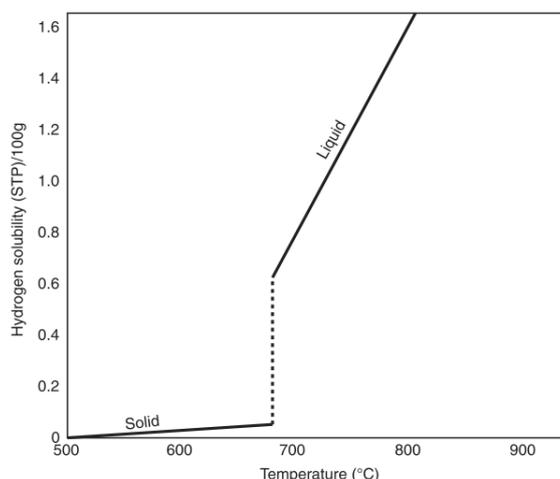


Figura 3.6 - Solubilidade de hidrogênio no alumínio. Adaptado (MURRAY; MURRAY, 2011).

### 3.8 Processamento no estado semissólido

O processamento de ligas metálicas no estado semissólido, SSM ou SSP, nada mais é do que a conformação de materiais metálicos no estado pastoso. Esse método de processamento utiliza da pasta semissólida de estrutura não dendrítica de matéria prima, para fabricar produtos *near-net-shape* com geometrias relativamente complexas e com menos defeitos, se comparado aos processos convencionais de fundição. A aplicação desta tecnologia tem sido utilizada principalmente nas ligas de Alumínio, Magnésio e Zinco com composições químicas usuais na indústria de materiais fundidos. Devido às vantagens que o processamento no estado semissólido apresenta, como por exemplo seu menor tempo de processo e baixo consumo de energia, esse método de fabricação torna-se um meio viável para produzir componentes com boas propriedades mecânicas (ZOQUI, 2014; LI *et al.*, 2021).

O processamento de ligas metálicas no estado semissólido utiliza-se do comportamento tixotrópico que essas ligas metálicas apresentam no estado pastoso. Materiais com comportamento tixotrópico, quando submetidos a uma tensão constante apresentam um decréscimo na viscosidade e quando essa tensão para de ser aplicada a viscosidade volta ao seu estado inicial. A tixotropia da pasta semissólida depende não apenas da viscosidade em função da taxa de cisalhamento, mas também do tempo de aplicação dessa taxa. Este comportamento está ligado à evolução microestrutural do SSM, em particular aos fenômenos de aglomeração e desaglomeração (MODIGELL *et al.*, 2018).

Quando a pasta no estado semissólido é deixada em repouso as partículas da fase sólida suspensas no meio líquido tendem a se aglomerar, o que resulta no aumento da viscosidade com o tempo. Essas partículas se conectam temporariamente até que o material seja cisalhado e os aglomerados acabam se desfazendo (desaglomerando) e a viscosidade diminui com o tempo. A pasta semissólida com frações de líquido entre 30% a 50% tem forma coesa e consegue suportar seu próprio peso sem entrar em colapso e pode ser manipulada quase como um sólido. Quando uma força externa cisalhante é aplicada essa pasta perde a coesão e começa a fluir tendo um comportamento mais parecido com o de um líquido com maior viscosidade. (ATKINSON, 2005; LASHKARI; GHOMASHCHI, 2007; MODIGELL *et al.*, 2018)

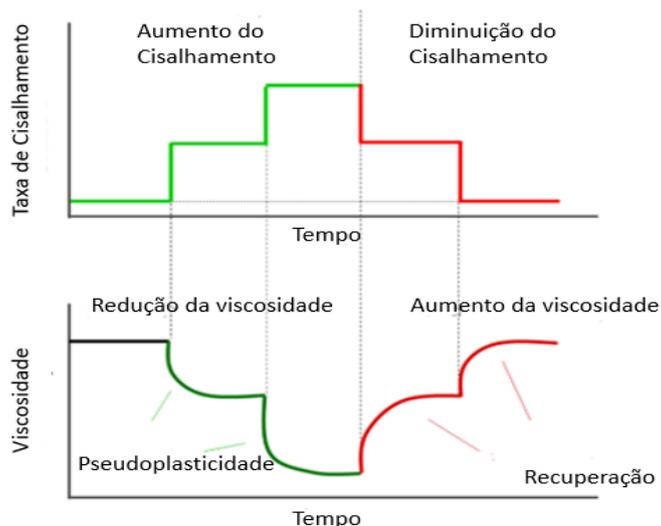


Figura 3.7 - Diagrama esquemático mostrando a mudança na viscosidade com o tempo após mudanças na taxa de cisalhamento para ilustrar o comportamento tixotrópico de pastas semissólidas. (MODIGELL et al., 2018) Adaptado.

A figura 3.8 ilustra o comportamento do material no estado semissólido.

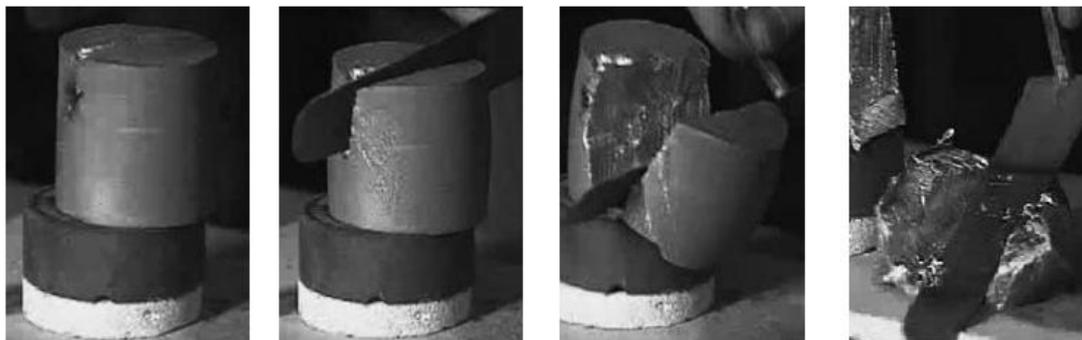


Figura 3.8 - Uma sequência fotográfica ilustrando o comportamento tixotrópico da pasta no estado semissólido. (ATKINSON, 2005). Adaptado.

De acordo com Lashkari e Ghomashchi (2007) a viscosidade do material no estado semissólido é o principal parâmetro para a reologia dessas ligas metálicas, esse parâmetro seria o equivalente ao conceito de fluidez em metais líquidos e módulo de resistência para os materiais sólidos. Segundo Modigell et al. (2018) as propriedades reológicas são

responsáveis pelo comportamento do preenchimento do material semissólido nas cavidades de um molde, que difere dos metais no estado líquido.

Nos processos de injeção sob pressão o metal líquido tem um comportamento de um fluido newtoniano, isso significa que a tensão de cisalhamento ( $\tau$ ) é proporcional a taxa de cisalhamento ( $\dot{\gamma}$ ) e a constante de proporcionalidade é a viscosidade ( $\eta$ ). Para fluidos não newtonianos essa característica muda e a tensão de cisalhamento passa a não ser mais proporcional à taxa de cisalhamento. Isso implica que a viscosidade para fluidos não newtonianos não é mais uma constante e para esse caso ela passa a ser chamada de viscosidade aparente ( $k$ ) que dependente agora da taxa de cisalhamento, pressão, temperatura e tempo (ATKINSON, 2005; LASHKARI; GHOMASHCHI, 2007).

A figura 3.9 apresenta o comportamento esperado de um fluido newtoniano e de fluidos não newtoniano. E a figura 3.10 apresenta a viscosidade pela taxa de cisalhamento da liga A356 submetida a diferentes frações de sólido.

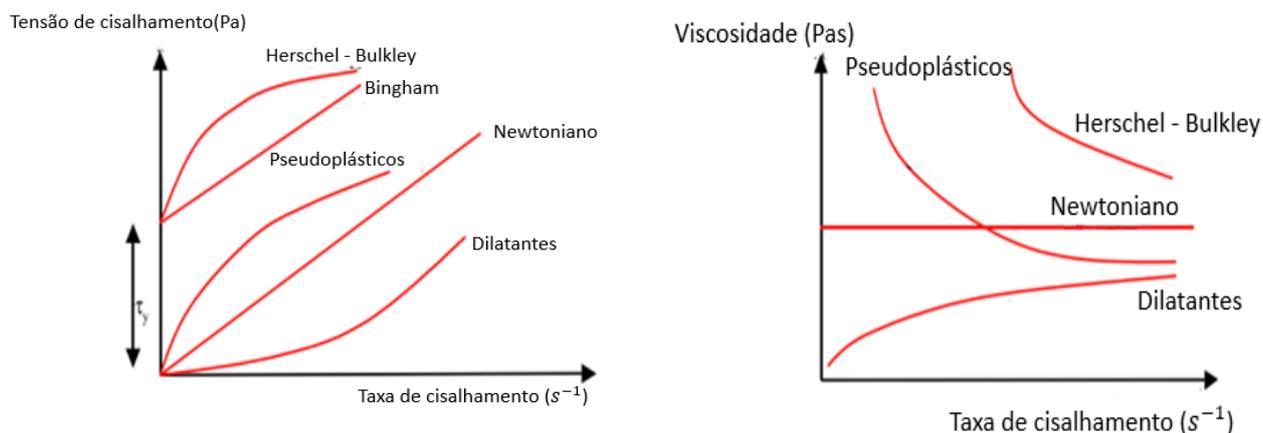


Figura 3.9 - Tensão de cisalhamento versus taxa de cisalhamento. Viscosidade versus taxa de cisalhamento para uma variedade de tipos de comportamentos reológicos. (ATKINSON, 2005). Adaptado.

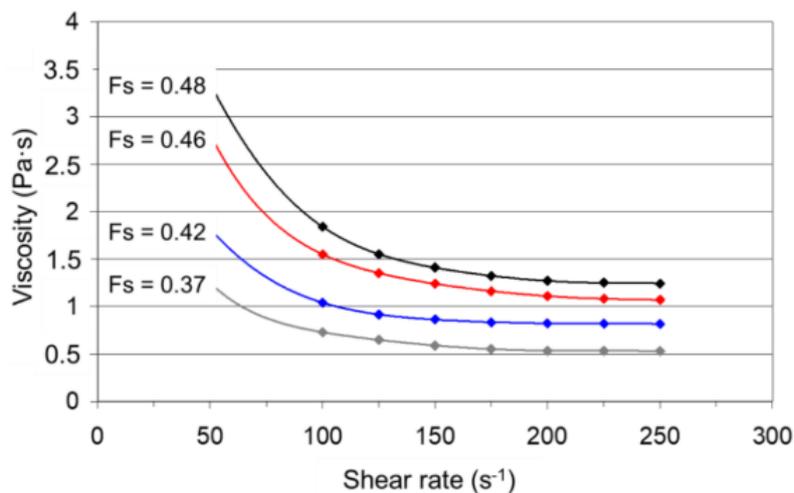


Figura 3.10 - Exemplo de gráfico de medições de viscosidade em condições isotérmicas de experimentos de taxa de cisalhamento para liga A356 em várias frações sólidas mostrando o comportamento típico de afinamento por cisalhamento do SSM. (MODIGELL et al., 2018)

Diferente do metal líquido, o material no estado semissólido tem um comportamento menos turbulento, que permite um maior controle do fluxo do material na hora que ele é processado. Isso ocorre devido ao aumento da viscosidade causada pela presença da fase sólida em meio ao líquido. Ao analisar o número de Reynolds descrito na equação 1 é possível entender a relação que a viscosidade tem no perfil de escoamento do material. O aumento da viscosidade causa a diminuição do número de Reynolds e por consequência o material assume um perfil de escoamento mais laminar, diferente do metal líquido que tem um perfil de escoamento totalmente turbulento devido a sua menor viscosidade (JARFORS, 2020).

Equação 1 - número de Reynolds.

$$Re = \frac{v\rho D_H}{\mu}$$

Na equação do número de Reynolds ( $Re$ ),  $v$  é a velocidade,  $\rho$  é a densidade,  $D_H$  é o diâmetro da câmara de injeção característico do sistema e  $\mu$  é a viscosidade.

Essa menor turbulência evita o aprisionamento de gases, assim diminuindo a frequência da porosidade causada por esse fenômeno, comum às peças produzidas pelos processos de fundição convencionais. Além disso, ao utilizar o processamento no estado semissólido há a possibilidade de reduzir a frequência dos vazios de contração, pois ao se trabalhar com temperaturas menores de processamento o choque térmico causado quando o material entra em contato com o molde é reduzido, assim evitado esse defeito e melhorando o acabamento superficial da peça (LI *et al.*, 2021)

Dentre os principais processos destacam-se a reofundição e a tixoconformação, que competem com a tecnologia de fundição sob pressão (injeção em molde permanente) e com as operações de forjamento à quente (em matriz aberta ou fechada).

### **3.9 Reofundição e Tixoconformação**

O primeiro experimento de reofundição na área do processamento no estado semissólido foi realizado por Spencer em 1971 como parte de sua pesquisa de doutorado sobre trincas de contração da liga Sn-15%wtPb sob a supervisão do professor Flemings no MIT. Esse trabalho constatou pela primeira vez que, ao provocar uma agitação intensa no metal líquido durante a solidificação, a estrutura dendrítica se modifica para uma estrutura globular devido à quebra dos ramos dendríticos. (FAN, 2002; HUSAIN *et al.*, 2017).

Desde então, têm-se pesquisado novos métodos com o objetivo de descobrir meios de produzir e processar ligas metálicas no estado semissólido. O processamento no estado semissólido pode ser dividido em duas rotas principais para obtenção da pasta semissólida, que são a reofundição e a tixoconformação. Ambas as rotas buscam produzir uma mistura de sólido particulado, com pequena dimensão e formato esférico, imerso em líquido. Essa mistura possui características distintas do material no estado líquido ou sólido (HUSAIN *et al.*, 2017).

A reofundição implica na solidificação parcial e controlada do material enquanto o material é agitado a fim de criar uma pasta semissólida com estrutura não dendrítica, que pode ser levada diretamente para um molde ou matriz (HUSAIN *et al.*, 2017).

A tixoonformação é uma rota de processamento que implica na fusão parcial de uma dada liga metálica até que ela atinja o estado pastoso. Essa rota de processamento pode ser dividida em três etapas principais, que são a produção da matéria prima, reauecimento e processamento (SALLEH *et al.*, 2013).

Em geral essas duas rotas de processamento no estado semissólido tendem a produzir peças com uma microestrutura e os defeitos ligeiramente diferentes em termos de tamanho de grão, e fator de forma do Al primário, tamanho e distribuição dos defeitos incluindo poros causados pela incorporação de gases e poros de devido a contração.

Existem diversas técnicas de processamento que empregam essas duas vias de processamento com o objetivo de obter uma liga metálica em estado semissólido. Conforme destacado por Li et al. (2021), são descritos mais de 30 métodos para alcançar esse estado, os quais, de maneira geral, podem ser subdivididos em métodos que utilizam:

1. Agitação como por exemplo mecânica ou eletromagnética.
2. Controle da nucleação dos grãos e processo de crescimento.
3. A junção dos métodos (1) e (2).

## 4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os experimentos descritos a seguir neste capítulo foram realizados no DEMM (Departamento de Engenharia e Manufatura e Materiais) da FEM/UNICAMP.

Na primeira etapa experimental do trabalho realizou-se a caracterização termodinâmica da liga de alumínio 356, para mapear e determinar as temperaturas de trabalho e as frações de líquido/sólido importantes para o processamento desta liga.

O segunda etapa do trabalho se concentrou em estabelecer os parâmetros de injeção que foram definidos de acordo com o equipamento utilizado e a peça fabricada, para assim se dar início aos ensaios de injeção sob pressão.

Na terceira etapa do trabalho se realizou os ensaios de injeção convencional e utilizando de duas rotas diferentes de obtenção do material no estado semissólido. A primeira rota escolhida foi a de produzir os corpos de prova utilizando de uma técnica de reofundição chamada de *Gas induced semi-solid (GISS)*. A segunda rota escolhida foi a de fabricar a matéria prima adequada (lingotes) para realizar o reaquecimento e a tixoinjeção.

Após a fabricação das peças injetadas, os corpos de prova obtidos para todas as condições foram submetidos a tratamento térmico por solubilização e envelhecimento artificial (T6). Na etapa seguinte, procedeu-se à caracterização microestrutural dos corpos de prova para avaliar a porosidade e a microestrutura obtida. Por fim, com o objetivo de analisar o comportamento mecânico das amostras injetadas, foram realizados ensaios de dureza e tração.

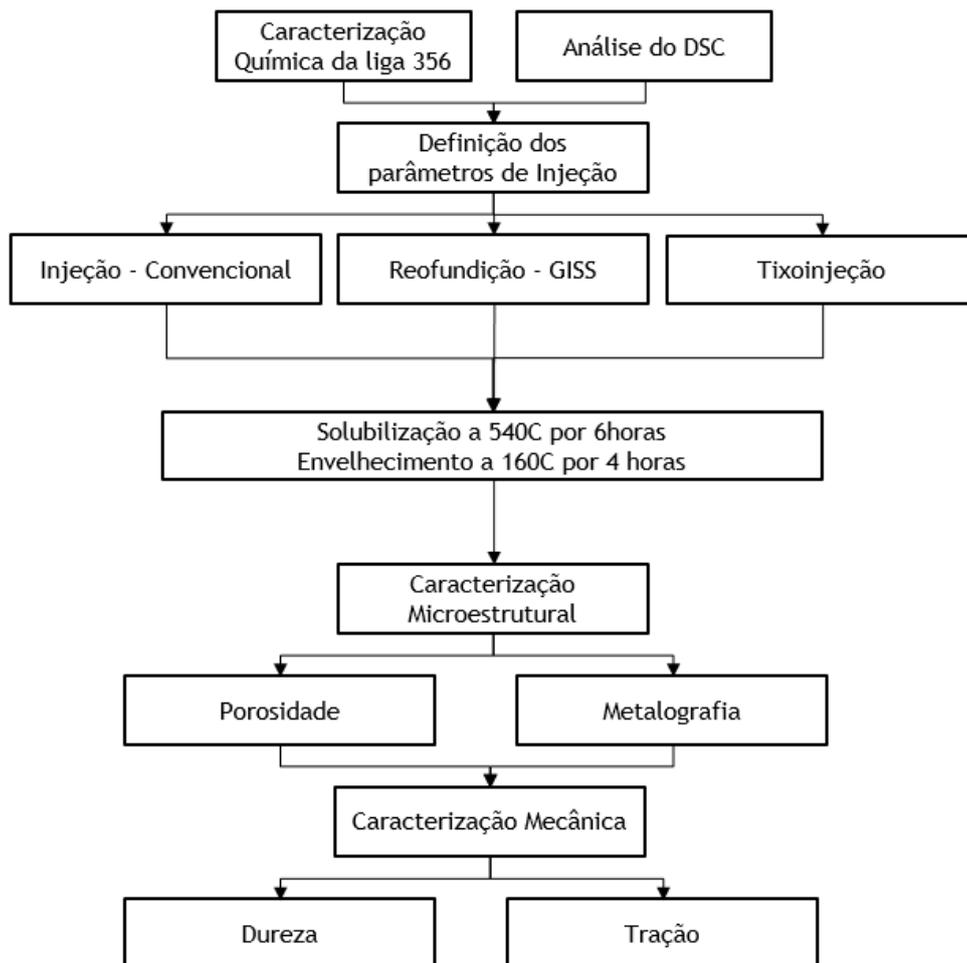


Figura 4 - Fluxograma do trabalho completo

#### 4.1 Composição química

A composição química da liga 356 com a adição do refinador de grão (Al-5wt%Ti-1wt%B) e o modificador de microestrutura do silício (Sr-10wt%Al) foi verificada através de um espectrômetro de emissão óptica (Bill-OES – ANACOM Científica).

Tabela 4.1 - Composição química da liga 356 (em % de peso) medida por meio do OES.

Composição química da liga 356 (em % de peso)								
Liga	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Al
356	7.3 ±	0.16 ±	0.25 ±	0.35 ±	0.1 ±	0.2 ±	>0.08 ±	Bal.
	0.7	0.02	0.02	0.02	0.008	0.03	0.01	

## 4.2 Caracterização termodinâmica

A caracterização termodinâmica da liga 356 foi realizada a fim de determinar as temperaturas *solidus* e *liquidus* desta liga e estabelecer as temperaturas de trabalhos que foram utilizadas durante os ensaios. Para isso, foram utilizadas duas técnicas de caracterização termodinâmica, a simulação numérica via Thermo-Calc® pelo método do CALPHAD e os ensaios via DSC (*differential scanning calorimetry*).

Para a simulação utilizando o software Thermo-Calc® adotou-se a condição de não-equilíbrio de Scheil utilizando a composição química apresentada na tabela 4.1. Com o software é possível obter as curvas da fração de sólido em função da temperatura apresentada na figura 4.1.

O outro método aplicado na análise termodinâmica para obter as temperaturas *solidus* e *liquidus* como também curva da fração de líquido foram os ensaios de DSC (*differential scanning calorimetry*). As análises de DSC foram obtidas pelo equipamento da NETZSCH STA 409 C/CD. No ensaio, uma amostra de 25 mg foi aquecida até 800°C, variando as condições de taxa de aquecimento de 5 e 20°C/min e depois a amostra foi resfriada à temperatura ambiente com as mesmas taxas. Todos os testes realizados no DSC foram feitos na mesma amostra, para evitar uma variação da composição química. Com isso é possível fazer uma análise aplicando o método Flynn de integração de áreas parciais com os dados obtidos pelo DSC (BROLLO; ZOQUI, 2022).

Brollo e Zoqui (2022) propõem que, ao aplicar método de integração parcial de áreas as curvas obtidas pelo DSC através do software de análise térmica NETZSCH Protheus®, pode-se obter relação das frações de sólido/líquido em função da temperatura (fl ou fs/T). E a sensibilidade, parâmetro que analisa a estabilidade do intervalo de

processamento no estado semissólido para reofundição e a tixoconformação seria a derivada da fração do sólido/líquido em função da temperatura ( $dfs/dT$  vs.  $T$ ).

Na figura 4.2 a) estão as curvas de fração sólida ( $f_s$  vs  $T$ ) para o aquecimento (tixoconformação) e resfriamento (reofundição) obtidas pelo DSC juntas a curva obtida pelo Thermo-Calc. Nessas curvas é possível observar que as taxas de aquecimento e resfriamento menor ( $\pm 5^\circ\text{C}/\text{min}$ ) tendem a ficar mais próxima da curva de Scheil, que seria a curva mais próxima do equilíbrio. Para a maior taxa de aquecimento maior ( $20^\circ\text{C}/\text{min}$ ) faz com que a curva do aquecimento se desloque para a direita indo em direção de temperaturas maiores e a maior taxa de resfriamento ( $-20^\circ\text{C}/\text{min}$ ) tende a deslocar a curva para esquerda indo em direção de temperaturas menores se comparadas a curva de Scheil.

Esse comportamento pode ser explicado por taxas maiores de aquecimento e resfriamento provocarem que a cinética de difusão das transformações de fase ocorram mais distantes das condições de equilíbrio. Isso implica no atraso dessas transformações, que acabam ocorrendo em faixas de temperaturas mais amplas do que as condições de menores taxas (BROLLO et al., 2017).

Também para a taxa maior de aquecimento/resfriamento a curva da fração líquida tende a ficar mais atenuada perdendo um pouco da curvatura na região do “joelho” que representa a transformação da fase eutética.

As curvas da sensibilidade apresentadas na figura 4.2b demonstram as consequências da aplicação de maiores taxas de aquecimento/resfriamento. Como a sensibilidade é derivada da fração líquida em função da temperatura ( $dfl/dT$ ) é possível observar uma diminuição nos picos de sensibilidades para maiores taxas de aquecimento/resfriamento ocorrendo em uma faixa maior de temperatura.

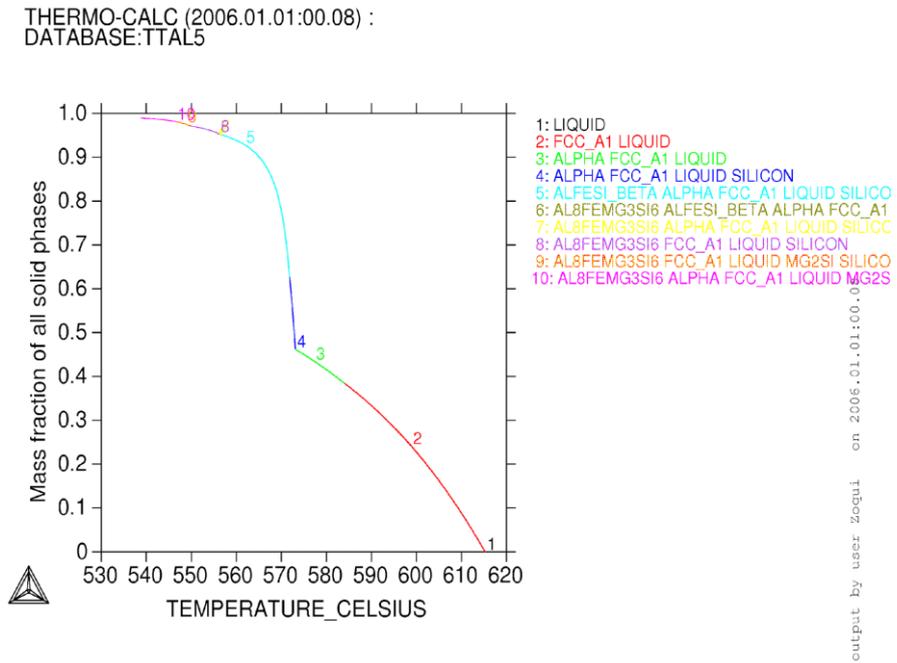
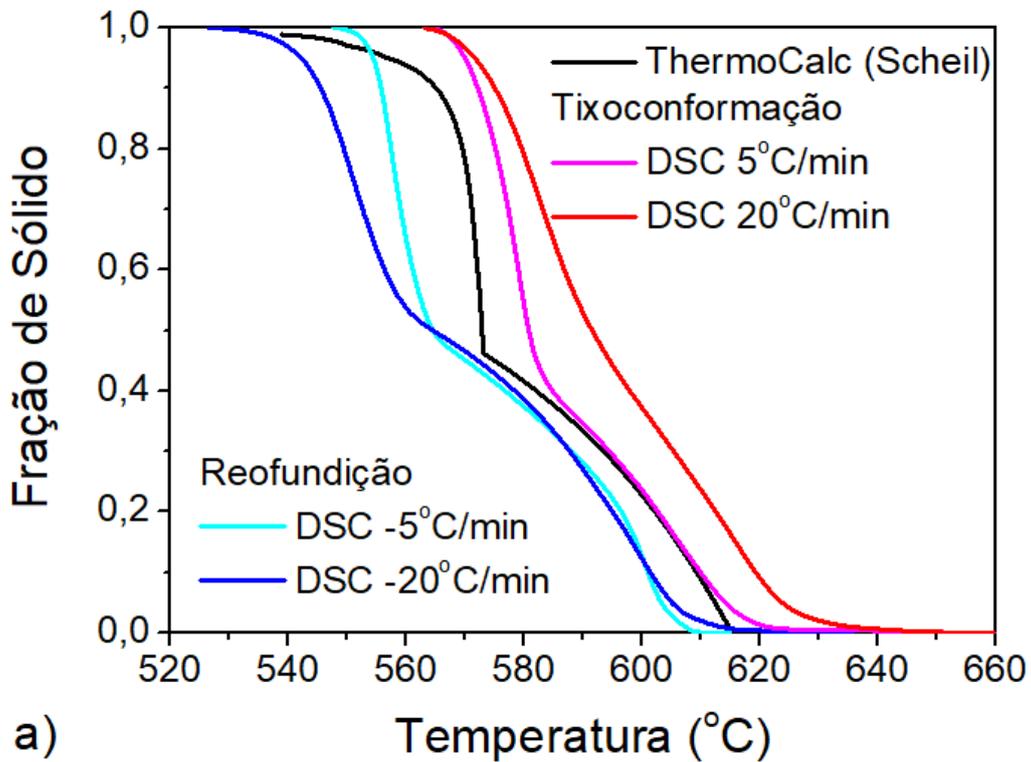


Fig. 4.1 - Gráfico da curva “Fração sólida versus Temperatura” da liga A356 obtido via Thermo-Calc® sob a condição de Scheil (não-equilíbrio).



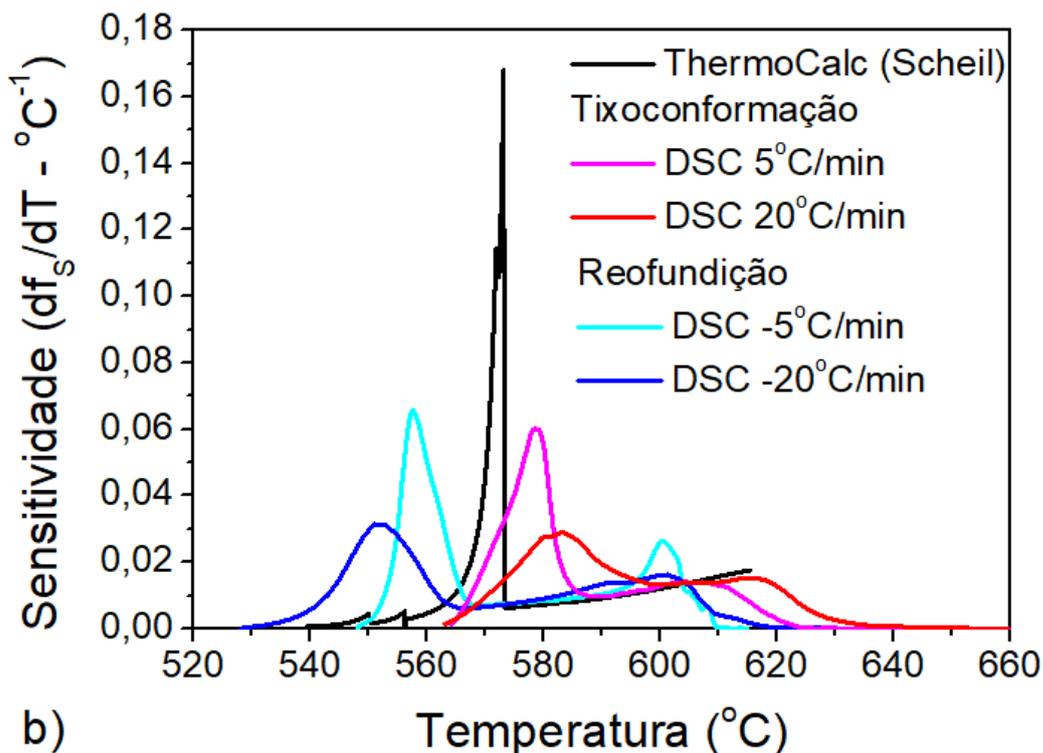


Figura 4.1 - a) Gráfico da curva “Fração sólida vs Temperatura” da liga 356 b) Gráfico da curva “Sensibilidade vs Temperatura” da liga 356.

Zoqui et al. (2016) propõem que a temperatura escolhida para que uma liga possa ser processada no estado semissólido, deve apresentar sensibilidade máxima menor que  $0,03^{\circ}\text{C}^{-1}$  no intervalo de temperaturas que vai do “joelho” do eutético ( $T_{\text{joelho}}$ ) até a completa fusão do material ( $T_{\text{liquidus}}$ ).

Isso é devido a fase eutética apresentar uma variação muito grande da fração de sólido/líquido, para uma pequena variação de temperatura, apresentando uma grande instabilidade durante o processamento do material, por isso é necessário escolher temperaturas acima do eutético para o processamento no estado semissólido.

Adotando esse critério da sensibilidade abaixo de  $0,03^{\circ}\text{C}^{-1}$ , para este trabalho a temperatura de processamento escolhida para tixoconformação foi de  $595^{\circ}\text{C}$ . Para esta temperatura o valor da fração de sólido como também a sensibilidade é apresentado na tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Temperaturas de interesse para tixoconformação e reofundição da liga 356 para diferentes taxas de aquecimento/resfriamento.

Taxa °C/min	$T_{solidus}$ °C	$T_{joelho}$ °C	$T_{liquidus}$ °C	$\Delta T$ °C	$f_s$ joelho	$f_s$ (595°C)	$dfs/dT_{595°C}$ °C <sup>-1</sup>
20	563	589	651	88	0.54	0.44	0.015
5	564	582	650	86	0.44	0.29	0.011
Scheil	538	573	614	76	0.46	0.28	0.010
-5	547	565	614	67	0.48	0.22	0.013
-20	526	560	631	105	0.52	0.19	0.014

### 4.3 Parâmetros de Injeção

Os experimentos de injeção sob pressão, refundição e tixoinjeção foram realizados na injetora de câmara fria Delta – T40 modelo A. Esta injetora possui apenas estágio de injeção e opera com uma força de fechamento de 40 toneladas e uma força de injeção de 4 toneladas, podendo injetar peças com até 300 cm<sup>2</sup> de área projetada.

Tabela 4.3 - Características técnicas da injetora delta T-40A.

<b>Características técnicas da injetora delta T-40A</b>		
Dimensões da máquina	mm	1000x2300x2000
Curso de abertura	mm	255
Força de fechamento	T	40
Força de injeção	T	4
Máxima área injetada	cm <sup>2</sup>	300
Diâmetro de Pistão máximo	mm	38
Tempo de Fechamento	s	2

A matriz utilizada na injetora foi fabricada em aço H13 e foi projetada para conseguir fabricar dois corpos de prova com uma área projetada total (corpo de prova,

canais e entrada) de  $40,8 \text{ cm}^2$  e volume de  $54,4 \text{ cm}^3$ . Nessa matriz a parte extratora fica presa na placa móvel da injetora, enquanto a outra parte fica presa na placa fixa. Na matriz estão inseridos dos dois lados um sistema de aquecimento por resistências elétricas de cartucho. Esse sistema possui um conjunto de controladores de temperatura digital que estão conectados a termopares tipo K inseridos nos dois lados da matriz para o controle da temperatura.



Figura 4.2 - a) Célula de injeção do laboratório de processos de fabricação do Departamento de Engenharia e Manufatura e Materiais (DEMM) b) Lado fixo da matriz da injetora.

#### 4.4 Ensaios de Injeção

Há muitas variáveis que envolvem o processo de injeção sob pressão durante as fases de alimentação, injeção e extração. Para este trabalho com o intuito de comparar de forma mais direta possível a injeção convencional, a reofundição e a tixoinjeção foram definidos os mesmos parâmetros de injeção, como por exemplo velocidade de injeção e temperatura da matriz, mudando apenas a forma de obtenção da matéria prima. Para a Reofundição, a preparação da pasta semissólida foi feita através do borbulhamento de gás inerte no metal líquido, em método análogo ao método comercial *Gas Induced Semi Solid* (GISS), e para a Tixoconformação, o aquecimento dos tarugos da liga quimicamente refinada.

#### 4.5 Injeção sob pressão convencional

Nesta condição de injeção, 2,5 kg da liga 356 foi fundida a 690°C dentro de um cadinho de carbetto de silício revestido de QF180 (cimento à base de fibra cerâmica silício aluminiçosa) aquecido dentro do forno poço. Após a fusão do material no forno poço, foram adicionados o refinador de grão (Al-5wt%Ti-1wt%B) e o modificador de microestrutura do silício (Sr-10wt%Al). As proporções de refinador de grão e modificador de silício foram de 4% do peso da liga fundida.

Após a adição dos elementos citados, o material fundido foi desgaseificado com argônio a uma vazão de 1L/min durante 5 minutos. Para essa condição de injeção, a matriz foi aquecida a uma temperatura de 150°C, e na sua superfície, foi aplicado um agente desmoldante líquido oleoso emulsionado em água (separol). Após a desgaseificação, a liga fundida a 690 °C foi retirada do forno usando um cadinho com volume de 55cm<sup>3</sup>. Esse volume de material fundido foi colocado na câmara de injeção e logo em seguida injetado com velocidade de 1,5m/s. Após o ciclo da injeção ser completo, o produto foi extraído da matriz e resfriado em água.

#### 4.6 Reofundição (GISS)

Neste ensaio 2,5 kg da liga 356 foi fundida a uma temperatura de 640°C, utilizando os mesmos equipamentos e forno já citados anteriormente na injeção sob pressão convencional. Após atingir essa temperatura, os mesmos elementos de refino de grão e o modificador de silício foram adicionados nas mesmas quantidades previamente já citadas. Após isso, o material fundido também foi desgaseificados com argônio, a uma vazão de 1L/min, durante 5 minutos.

Para esses ensaios, após o material ser desgaseificado ele é retirado do forno com o mesmo cadinho de 55 cm<sup>3</sup> desta vez pré-aquecido a 700 °C. Antes de ser injetado um dispositivo com uma agulha apresentado na figura 4.4 é inserido no material fundido borbulhando um gás inerte (neste caso, argônio) durante 3 e 5 segundos a uma vazão constante de 0.6 l/min (10 cm<sup>3</sup>/s). Nesse dispositivo foi acoplado um termopar tipo K

ligado ao sistema de aquisição Dataq modelo DI-245, que registrou a temperatura durante o processo de borbulhando do gás inerte.

Após o borbulhamento do gás inerte o material do cadinho foi colocado na câmara de injeção e injetado utilizando os mesmos parâmetros de velocidade de injeção e temperatura de matriz da injeção no metal líquido, além do uso do mesmo agente desmoldante e o resfriamento do produto em água, após a extração do produto do molde.

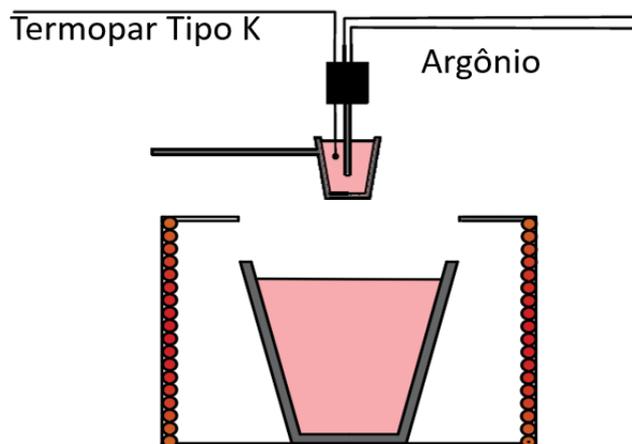


Figura 4.3 - Dispositivo utilizado para borbulhar o argônio durante os ensaios de reofundição.

## 4.7 Tixoconformação

### 4.7.1 Preparação dos lingotes

O primeiro passo para realizar os ensaios de tixoconformação foi preparar a matéria prima adequada para ser reaquescida e tixoconformada. Para isso, 3kg da liga 356 foram colocadas dentro de um cadinho revestido de QF180 e fundida em um forno poço tipo resistivo. Após a completa fusão do material a 690°C foram adicionados os elementos de refino de grão e modificador de eutético na proporção de 4% do peso da liga base.

Após a adição desses elementos o material fundido foi desgaseificado com argônio durante 5 minutos a uma vazão de 1L/min para evitar o acúmulo de hidrogênio e homogeneizar o material fundido.

Logo em seguida da degaseificação o material foi vazado em uma lingoteira que possui um sistema de refrigeração feito por água. A vazão utilizada no sistema de refrigeração para produzir os lingotes foi de 20L/min a uma temperatura de vazamento que variou de 680°C a 690°C.

#### 4.7.2 Ensaio de Tixoconformação

Para os ensaios de tixoconformação os lingotes produzidos com dimensões de  $30 \pm 2$  mm de diâmetro por 260 mm de comprimento, tiveram suas extremidades cortadas e descartadas devido a formação do rechupe e a de uma microestrutura não homogênea. Com isso, para cada lingote foram produzidos tarugos retirados das zonas previamente analisadas. Os tarugos foram usinados com as dimensões de 28 mm de diâmetro por 78 mm de comprimento.

Para o aquecimento e globularização da microestrutura os tarugos foram furados com 3mm de diâmetro e 15 mm comprimento, para ser inserido um termopar tipo K conectado junto ao sistema de controle do forno de indução que monitora a temperatura da amostra durante o reaquecimento.

No reaquecimento foi utilizado um forno de indução de 25 kWatts/8 kHz (NORAX – Canadá Inc). A taxa de aquecimento empregada foi de 50°C/min, pelo controle da transformação sólido/líquido e para garantir a uniformidade da microestrutura sem precisar de um controle muito rigoroso facilitando a aplicação industrial (PRONI, 2014).

Os tempos de tratamento isotérmico aplicados foram 0s e 30s para a temperatura de 595°C que segundo a análise do DSC correspondem a 44% de fs para a liga 356. Após atingirem os tempos do tratamento isotérmico os tarugos foram colocados na câmara de injeção.

#### 4.8 Tratamento Térmico

Após os ensaios de injeção, os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). Para a solubilização foi utilizado um forno tipo mufla, onde as amostras foram colocadas junto com um termopar tipo K para medir a temperatura durante o tratamento térmico. A temperatura escolhida para a solubilização foi de 540°C durante um período de 6 horas. Após isso, as amostras foram retiradas do forno e imediatamente resfriadas em água. Em seguida o tratamento de envelhecimento foi realizado, também em um forno tipo mufla a uma temperatura de 160°C durante um período de 4 horas.

#### 4.9 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural dos ensaios de injeção convencional, reofundição e tixoinjeção todas as amostras passaram primeiro pelo mesmo processo de preparação metalográfica. As amostras foram cortadas por uma cortadora metalográfica AROTEC com refrigeração, utilizando um disco de corte metalográfico para materiais não ferrosos. Na etapa seguinte, as amostras cortadas foram embutidas a quente com baquelite preta. Para as amostras que passaram por tratamento térmico o embutimento foi realizado a frio com resina acrílica.

Em seguida passaram por um processo gradual de lixamento com lixas d'água de 320, 400, 600 e 1200 *mesh* em baixa rotação em uma máquina politriz. Após o lixamento veio a parte do polimento que foi realizado com pasta de diamante de 3 µm aplicada em um pano de polimento metalográfico em alta rotação na máquina politriz. O polimento final foi realizado em uma polidora vibratória (Vibromet 2, BUEHLER) utilizando sílica coloidal com ¼ µm como abrasivo.

Com as amostras polidas primeiro foram obtidas as imagens para todas as condições via microscopia convencional (preto e branco), utilizando o microscópio óptico Leica DM ILM do departamento DEMM/FEM/UNICAMP.

Em seguida para metalografia colorida todas as amostras passaram por um ataque químico eletrolítico com ácido fluorbórico ( $HBF_4$ ) em solução de 2% utilizando e tensão de 25V durante 6 minutos, com a solução sendo constantemente agitada de forma moderada.

O ataque eletrolítico com ácido fluorbórico em ligas de alumínio ataca os contornos de grão e acaba depositando uma fina camada de óxido na superfície dos grãos. Esses grãos por possuírem diversas orientações cristalográficas, quando observados com auxílio da luz polarizada, emitem diferentes cores devido a diferentes difrações de luz (PRONI, 2014).

Com a utilização do microscópio óptico Leica DM ILM e auxílio dos filtros polarizadores foi possível obter as imagens coloridas para todas as condições descritas neste trabalho.

Com esses dois tipos de técnicas de microscopia (colorida e P&B) segundo Zoqui (2003) é possível estabelecer uma correlação para a análise de estruturas processadas no estado semissólido. Com a microscopia convencional é possível analisar o tamanho de glóbulo na microestrutura. Em seu trabalho Zoqui (2003), descreve o glóbulo como sendo a entidade que representa a fase primária do material sem levar em consideração interconexões existentes no material como um todo.

Já com a microscopia utilizando a luz polarizada é possível analisar o tamanho de grão da microestrutura, pois com essa técnica de microscopia as interconexões que não eram possível de ser analisadas e distinguidas na microscopia convencional ficam claras, pois para diferentes orientações cristalográficas o grão apresenta diferentes cores. (ZOQUI, 2003)

Assim sendo, para a contagem de grãos e glóbulos, utilizou-se a técnica do Método dos Interceptos de Heyn, conforme descrito na norma ASTM E112 (ASTM E112, 1996). Conforme apresentado na figura 4.6, foram utilizadas cinco imagens da microscopia colorida para a contagem de grãos e outras cinco imagens da microscopia em preto e branco para a contagem de glóbulos.

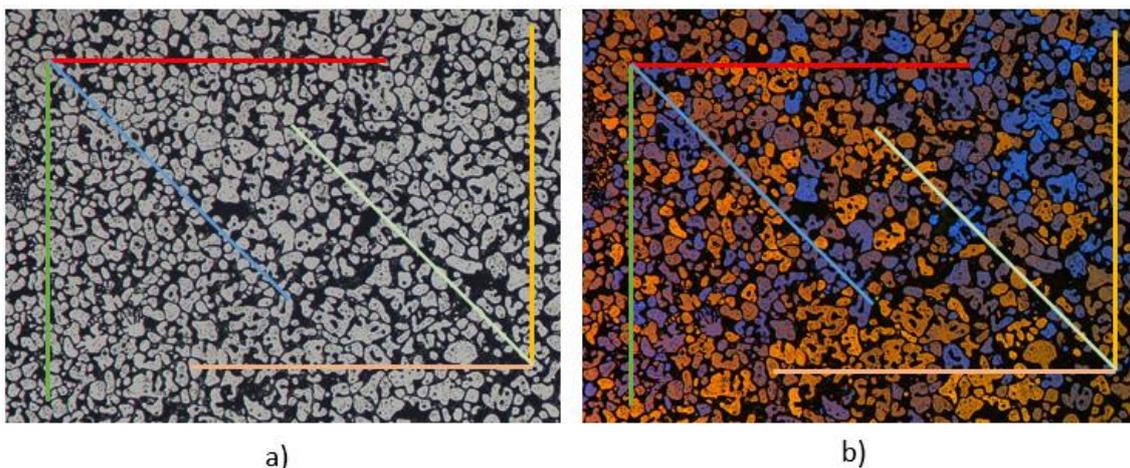


Figura 4.4 - Micrografias utilizadas na contagem: a) de glóbulos b) de grãos.

#### 4.10 Porosidade via *Software ImageJ*

O Software ImageJ é uma ferramenta gratuita de análise de imagem baseada na linguagem Java. Ele permite que o usuário selecione áreas de interesse e calcule estatísticas de área e valores de pixel da imagem analisada (FERREIRA; RASBAND, 2023).

Ao utilizar esse software, o usuário deve prestar atenção às regiões de interesse que serão analisadas e, assim, utilizar os filtros do programa para destacar essas áreas. Portanto, o usuário deve estar sempre atento aos elementos da imagem que estão sendo analisados e ao que se deseja extrair da imagem.

Embora seja um software que depende da habilidade do usuário em manipular e destacar as regiões de interesse, os resultados obtidos com o uso deste software tendem a apresentar erros muito menores e proporcionar uma análise significativamente mais rápida quando comparados aos resultados obtidos de forma manual.

Neste trabalho, o objetivo foi analisar a porosidade de peças injetadas em diferentes condições utilizando o *ImageJ*. A porosidade em produtos injetados é um defeito de difícil detecção, pois ocorre internamente e muitas vezes só é identificado quando o componente falha. No caso da figura 4.8, apresenta uma peça de alumínio injetada. À primeira vista, a peça não apresenta defeitos visíveis, mas uma análise metalográfica revela a presença de porosidade, que dependendo da localização e da

quantidade de poros no produto injetado, há o risco desse defeito passar despercebido, o que pode resultar em falhas no produto.

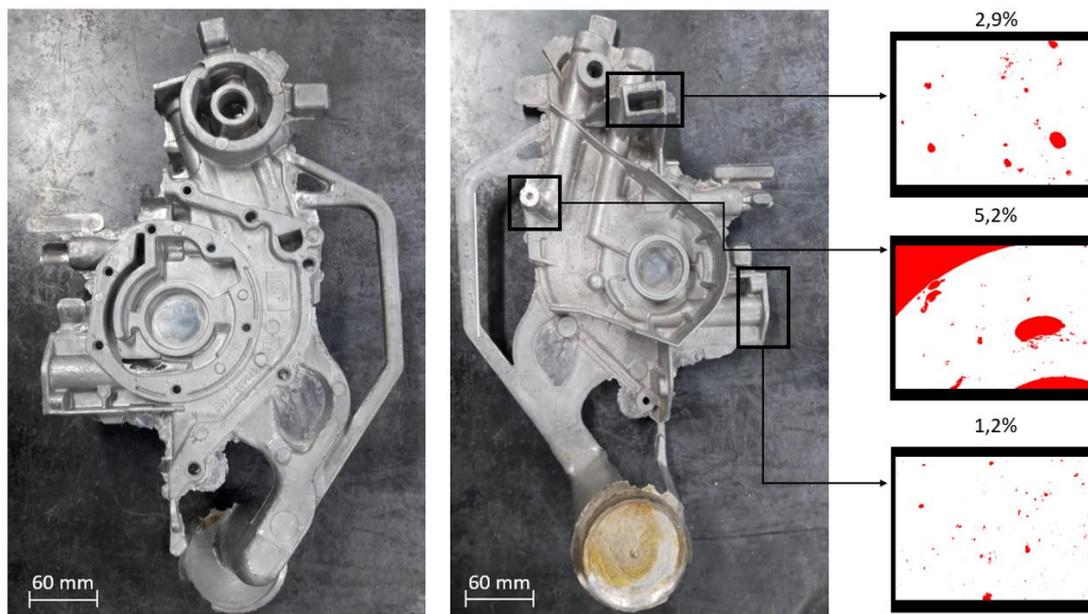


Figura 4.5 - Exemplo de um produto de alumínio injetado sob pressão com diferentes áreas analisadas. (Fonte: Autor, 2024)

Para compreender o comportamento da porosidade em produtos injetados sob diferentes condições, foi empregada uma metodologia que dividia a análise em quatro etapas: aquisição das imagens, pré-processamento, análise e pós-processamento.

#### 4.10.1 Aquisição das imagens

Para a aquisição das imagens usadas na análise da porosidade foram separados corpos de prova injetados de cada condição, que foram fresados no sentido longitudinal. Após isso, os corpos de prova fresados foram lixados com lixas d'água de granulometria 320, 400, 600 e 1200 e polidos com pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$ . Com isso a partir de uma análise macroscópica foi possível analisar qual corpo de prova de cada condição apresentou maior porosidade. Os corpos de prova com maior porosidade foram cortados em três partes e embutidos com resina acrílica, lixados e polidos para uma análise no microscópio.

Para a aquisição das imagens foi utilizado o microscópio Zeiss modelo SNT 12V 100W. Nesse processo para cada condição de amostra injetada foram capturadas imagens com aumento de 50x varrendo a amostras, a fim de levantar a porcentagem de porosidade no produto injetado. E depois foram obtidas imagens dos poros com aumentos de 100x e 200x, para cada condição de injeção para levantar a circularidade e tamanho dos poros.

Foi utilizada uma configuração binária de cores, onde o poro de cor preta ficou destacado pelo fundo branco. Isso facilita na hora do pré-processamento, pois o *ImageJ* pode confundir a presença de alguma fase ou precipitado de cor mais escura na microestrutura como sendo também um poro.

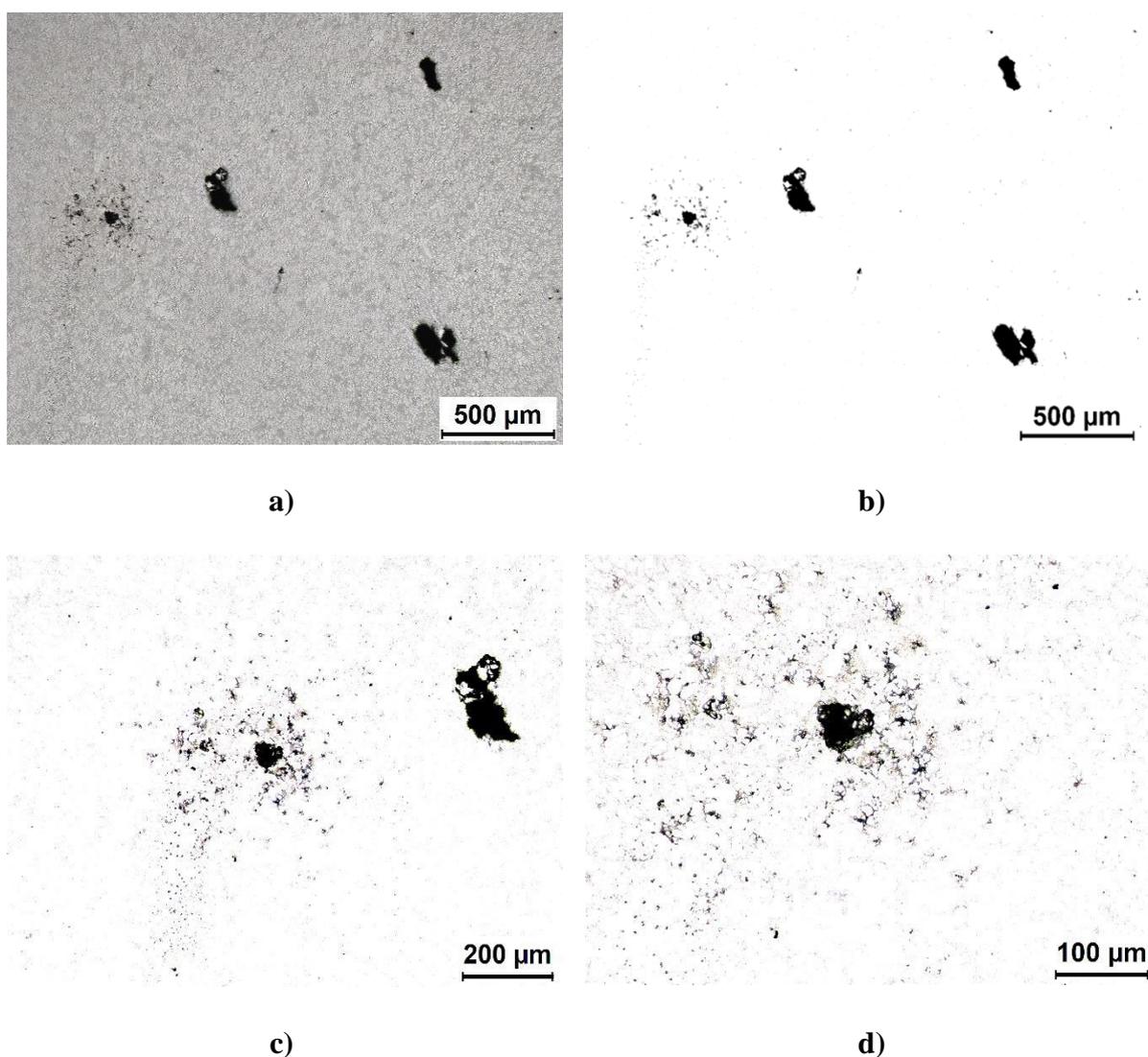


Figura 4.6 - a) Micrografia obtida pelo microscópio Zeiss modelo SNT 12V 100W em escala cinza b) Micrografia com aumento de 50x utilizada na porcentagem de porosidade

c) e d) micrografias com aumento de 100x e 200x utilizadas para circularidade e tamanho de poros. (Fonte: Autor, 2024)

#### 4.10.2 Pré-processamento

O pré-processamento no ImageJ se inicia ao abrir a imagem que será analisada pelo software e o primeiro *preset* que deve ser feito no programa é colocar o valor da escala. Para isso se desenha uma linha em cima da escala com o comando *straight line*. Após isso, se seleciona a opção *set scale* no menu *analyze*, selecionando essa opção uma nova caixa de diálogo é aberta, onde se deve informar o valor da escala na distância conhecida (*Know distance*) e informar a unidade de comprimento (*unit of length*). Aparece nessa caixa de diálogo também a opção *Global*, que ao ser selecionada permite que os valores informados na escala sejam utilizados em todas as imagens a serem analisadas.

O segundo *preset* a ser feito é transformar a imagem em 8-bit, para isso é necessário clicar na opção *type* no menu *image* e selecionar a opção 8-bit. Depois disso no menu *image* na opção *adjust* aparecerá a opção do *Threshold*. O comando *Threshold* cria um histograma com a frequência das cores da imagem baseada nos pixels. A partir desse histograma é possível selecionar as áreas de interesses a serem analisadas.

Com isso é possível selecionar as medidas de interesse selecionando o comando *Set Measurements* no menu *Analyze*. Esse comando permite selecionar diversas medidas da amostra analisada, como por exemplo a área analisada, a fração de área, a circularidade das partículas e outras informações sobre a geometria das áreas de interesse analisadas.

#### 4.10.3 Análise no ImageJ

Após o pré-processamento com todos os *preset* definidos agora é possível fazer a análise das partículas, para isso basta selecionar no menu *Analyze* o comando *Analyze Particles*. Ao abrir essa janela de comando é possível selecionar o tamanho das partículas

a serem analisadas, a circularidade dessas partículas e a aplicação de filtros para auxiliar no pós-processamento. Nessa janela de comando também é possível selecionar a opção *Display Results* que monta uma planilha com todas as partículas analisadas e as informações de geometria selecionadas no pré-processamento e na opção *Summarize* gera uma média de todas as informações obtidas na análise da imagem.

#### 4.10.4 Pós-Processamento

No pós-processamento utilizando o *ImageJ* após a análise o programa nos apresenta uma planilha contendo todos os dados das partículas analisadas e um resumo de todos os dados. No caso deste trabalho as informações relevantes que informam sobre a forma da porosidade, como por exemplo a fração de área que a porosidade ocupa na imagem, ou seja, o percentual da porosidade. Outros parâmetros de forma seriam a área, o perímetro e a circularidade dos poros.

A circularidade é um parâmetro importante neste trabalho, pois ela relaciona por meio da equação 1 a área do poro e o seu perímetro. Quanto maior a circularidade, mais arredondado é o formato do poro. É muito difícil detectar o tipo de porosidade e como ela se formou, mas Chavan e Kulkarni (2020) indicam que a porosidade causada pelo aprisionamento de gases tendem a ficar com um formato mais circular, ou seja, esse tipo de porosidade tende a apresentar poros com maior circularidade.

$$Circularidade = 4 * \pi * \frac{Área}{Perímetro^2}$$

#### 4.11 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi realizado para todas as condições de injeção com e sem o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial com objetivo de comparar o efeito do tratamento térmico nas amostras injetadas. Os ensaios de dureza seguiram a norma

ASTM E92-17. As amostras do ensaio foram retiradas da mesma região em todos os corpos de prova, e para cada condição de injeção foram realizadas 15 medidas de dureza. O equipamento utilizado para esse ensaio foi o durômetro da marca Future-Tech Corporation, modelo FV-800, com carga de 1kg com tempo de endentação de 15s.

#### **4.12 Ensaio de Tração**

Os ensaios de tração foram conduzidos no Laboratório do DEMa/FEM/UNICAMP, seguindo a Norma ASTM E8-E8M-21, utilizando uma máquina universal de ensaios MTS, modelo 810. Através desses ensaios, foram obtidos dados relevantes, tais como o limite de escoamento, limite de resistência à tração e o alongamento, para todas as condições de injeção sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Condições de injeção

Com o intuito de fazer uma comparação entre os processos de fundição sob pressão, reofundição e tixoconformação da forma mais direta possível alguns dos parâmetros do processamento foram monitorados a fim de entender e apontar as modificações feitas no sistema de injeção, pois uma condição de injeção inadequada está diretamente ligada a vários defeitos. Portanto, uma condição de injeção adequada é muito importante para a fabricação de peças sólidas e sem defeitos.

#### 5.1.1 Adaptações

Para a tixoconformação o sistema de alimentação teve que ser adaptado para que o tarugo aquecido pudesse ser alimentado dentro da câmara de injeção sem muita interferência. Para isso, a câmara de injeção utilizada nos ensaios de tixoconformação tem uma abertura maior que a utilizada nos ensaios anteriores e o curso do pistão hidráulico foi pouco recuado. Somente dessa forma foi possível garantir que o volume de material injetado fosse o suficiente para injetar os corpos de prova de forma íntegra.

Com essa adaptação para os produtos tixoconformados foi possível realizar os ensaios com os mesmos parâmetros de velocidade e temperatura de matriz e a aplicação do agente desmoldante. A figura 5.1 a) apresenta a configuração utilizada nos ensaios de injeção convencional e reofundição. A figura 5.2 b) mostra a adaptação realizada, para que os tarugos utilizados nos ensaio de tixoconformação pudessem ser alimentado na injetora sem colidir ou ser cisalhado na abertura da câmara de injeção.



Figura 5.1 - a) configuração da câmara de injeção utilizada nos ensaios de injeção convencional e reofundição b), c) e d) configuração utilizada nos ensaios de tixoconformação.

Outra mudança realizada para a tixoconformação foi o aumento do canal de entrada de material na matriz. Essa mudança foi implementada, pois ao se injetar as amostras com o canal menor houve a segregação da fase sólida da líquida, como apresentado nas figuras 5.2 e 5.3.

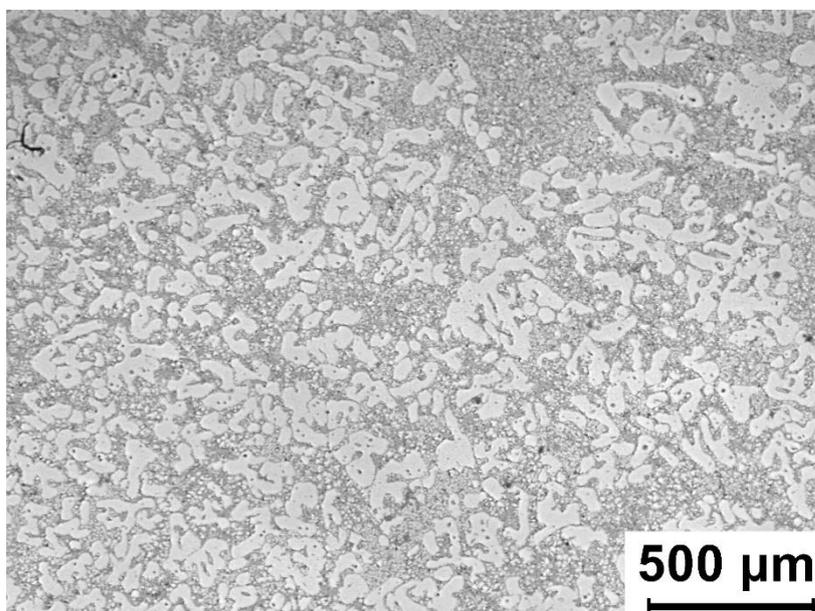


Figura 5.2 – Micrografia da amostra tixoconformada antes da alteração do canal de entrada da matriz.

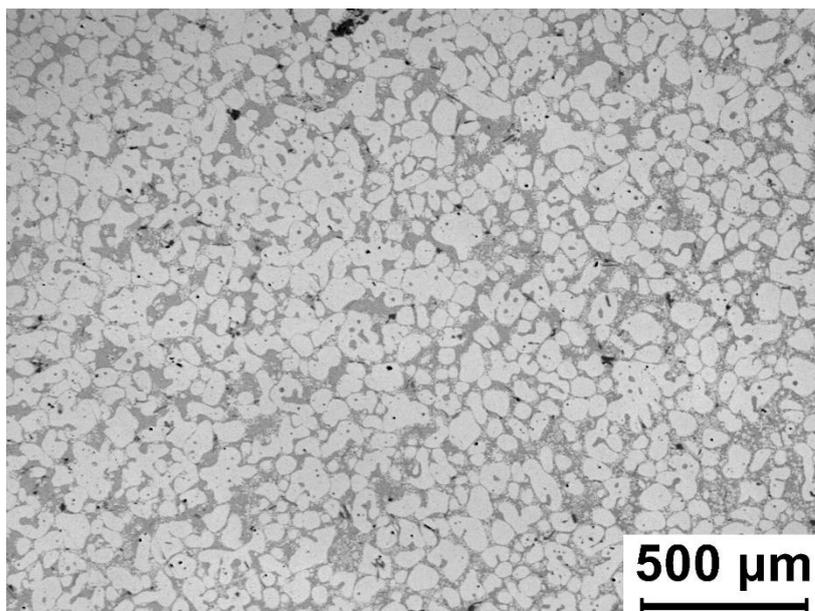


Figura 5.3 - Micrografia da amostra tixoconformada após a alteração do canal de entrada da matriz

Isso indica que implementar o processo de tixoconformação, pode ser mais trabalhoso, visto que há a necessidade de se trabalhar alguns parâmetros do sistema, afim de conseguir um produto integro.

Em relação ao processo de reofundição GISS é um processo que oferece uma implementação rápida e econômica necessidade de mudanças drásticas no sistema de injeção (JARFORS 2020). Além do fato de ser um processo que não precisa de uma matéria prima especifica como a tixoconformação, isso facilita o reaproveitamento de peças que tiveram muitos defeitos e as partes que seriam descartadas, já que essas partes podem ser fundidas e injetadas novamente (SEO; KIM; KANG, 2005).

### 5.1.2 Controle de temperatura

O controle de temperatura no processamento em estado semissólido é de suma importância, pois a temperatura regula a fração sólida que será obtida e, conseqüentemente, a viscosidade do material. A fusão ou solidificação inadequada pode resultar em um material com uma fração de sólido inapropriada, culminando em variações na viscosidade. Essas variações, por sua vez, podem causar um preenchimento não uniforme, o que leva a propriedades mecânicas não uniformes (SEO; KIM; KANG, 2005).

Em relação a estabelecer esse controle a reofundição GISS é mais difícil, visto que o controle da temperatura na solidificação no processo de borbulhamento do argônio depende de mais variáveis do que o aquecimento do tarugo para a tixoconformação.

Além do estudo do DSC, é necessário encontrar o tempo e vazão ideal de borbulhamento do gás inerte para a quantidade de massa injetada, dificultando o controle da pasta semissólida injetada. A figura 5.4 apresenta a variação da temperatura pelo tempo para três tentativas.

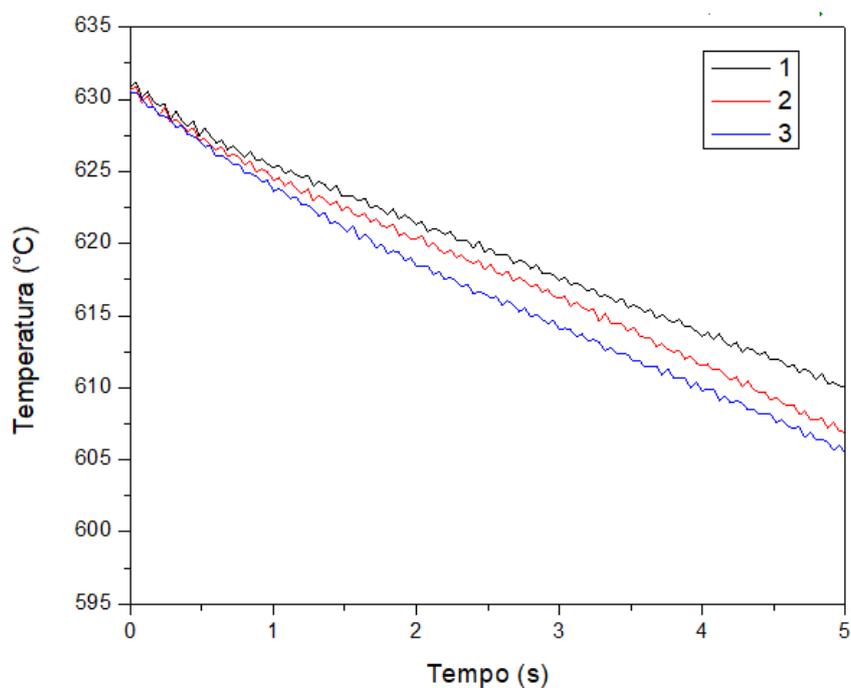


Figura 5.4 – Gráfico de temperatura pelo tempo do processo GISS

A tabela 5.1 indica os tempos de interesses e as temperaturas e frações solidas obtidas. Fica claro a grande variação da fração sólida durante o processo de reofundição GISS. Que uma variação de 3,45°C para 3s pode gerar uma variação de fração sólida de 0,458% e para 5s uma variação de 4,51°C pode levar a uma variação de 2,5% da fração de sólido.

Tabela 5.1 – Parâmetros de tempo, temperatura e fração sólido do processo GISS.

	Tempo (s)	Temperatura (°C)	fs (%)	Tempo (s)	Temperatura (°C)	fs (%)
1	3	617.47	0.442	5	609.99	2.3
2	3	616.22	0.500	5	606.92	3.2
3	3	614.02	0.900	5	605.48	4.8

Já para a tixoconformação esse controle é mais simples, já que ele só depende da temperatura em que o material será aquecido. Os tempos de tratamento isotérmico aplicados como já informados na metodologia foram 0s e 30s para a temperatura de 595°C que segundo a análise do DSC correspondem a 44% de fs para a liga 356.

### 5.1.3 Velocidade de injeção

A velocidade de injeção foi testada no material no estado líquido (injeção convencional), pois é a condição mais crítica do trabalho em termos desse parâmetro. O teste empírico buscou uma velocidade de injeção que fosse rápida o suficiente para preencher a cavidade do molde sem apresentar defeitos, mas que não fosse tão rápida a ponto de gerar uma turbulência muito grande na manga de injeção. Para medir a velocidade de injeção foi utilizado um sensor colocado no junto ao sistema de injeção. Foram aferidas e utilizadas as velocidades de 0,5, 1 e 1,5 m/s.

Na figura 5.5 estão apresentados os resultados dos testes variando a velocidade de injeção. No primeiro produto (a) a velocidade testada foi de 0,5 m/s. Essa velocidade não conseguiu preencher as cavidades da matriz antes que o material se solidificasse por completo, o que ocasionou que boa parte do material se solidificasse na bucha de injeção

sem conseguir formar um produto íntegro. No segundo caso (b) com a velocidade de 1 m/s o material preenche toda a cavidade da matriz, mas apresentou uma série de defeitos superficiais prejudicando a qualidade do produto final. A terceira velocidade de 1,5 m/s preencheu toda a cavidade e ainda teve um produto (c) qualidade superficial superior às demais condições.

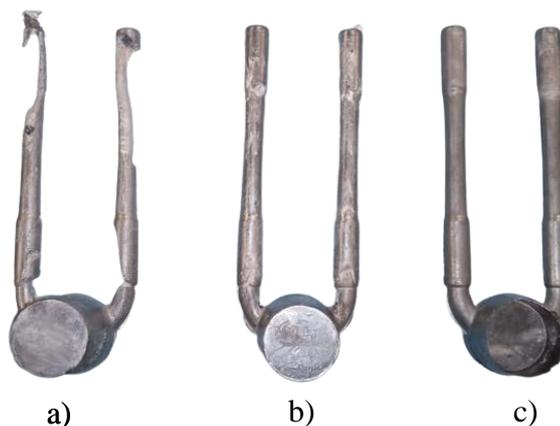


Figura 5.5 - Corpo de prova injetado a) 0,5m/s, b) 1m/s e c) 1,5m/s.

#### 5.1.4 Temperatura da Matriz durante o processo de injeção sob pressão

Neste capítulo do trabalho, apresentam-se os resultados obtidos pelo sistema de aquisição de temperatura DATAQ INSTRUMENTS durante os ensaios para as condições de injeção convencional (material totalmente fundido), reofundição e tixoconformação. A figura 5.6 mostra a variação da temperatura da matriz ao longo do tempo para um ciclo de injeção completo (alimentação, injeção e extração).

No começo do primeiro ciclo de injeção, a matriz está aquecida a uma temperatura de trabalho de aproximadamente 150°C. Assim que o material é alimentado na manga de injeção e injetado dentro da cavidade da matriz, a temperatura do molde começa a aumentar, atingindo um pico de temperatura. A extração da peça ocorre a 60 segundos após a injeção do material. Após a extração, é aplicado o desmoldante líquido na superfície da matriz e se inicia um novo ciclo de injeção. Dessa forma, o ciclo de injeção é repetido, seguindo os mesmos procedimentos já mencionados.

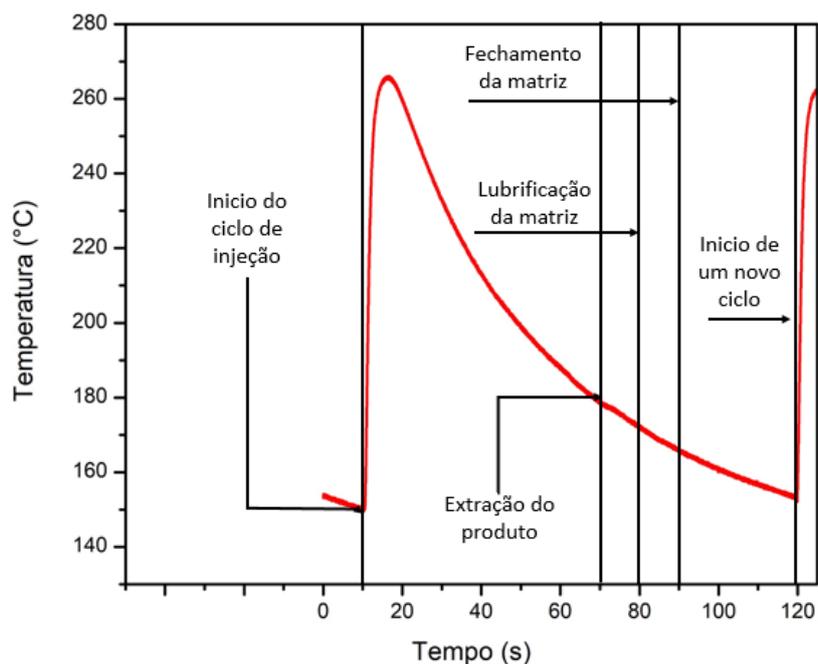


Figura 5.6 – Ciclo de injeção detalhado

A figura 5.7 apresenta cinco ciclos de injeção para todas as condições realizadas no trabalho.

A temperatura da matriz é mantida a 150°C e com a injeção do material no estado líquido a 690°C, o aporte térmico é suficiente para elevar essa temperatura até 275°C. A reofundição resulta em um aquecimento menor, pois a massa é injetada a uma temperatura mais baixa devido ao princípio da técnica GISS, que, por sua própria natureza, processa o material em temperaturas menores em comparação com o processo de injeção convencional. Neste trabalho, o processamento da pasta semissólida durante a reofundição tem início a 640°C, permitindo que o material atinja o estado semissólido ao ser insuflado com argônio e injetado a uma temperatura de aproximadamente 595 a 620°C, resultando em um pico de temperatura máximo de 200°C. No entanto, a massa tixoconformada foi a que apresentou o melhor resultado, com o material injetado a aproximadamente 595°C, elevando a temperatura da matriz para apenas 200°C.

Segundo Long *et al.* (2012) matrizes utilizadas no processo de injeção sob pressão que trabalham a uma temperatura de 200°C a 300°C podem ter uma variação para mais de 100°C a 500°C durante todo o ciclo de injeção. Vale ressaltar que as medições das temperaturas apresentadas neste capítulo foram feitas em apenas um ponto no interior da

matriz perto do canal de entrada do material. Pode-se assumir que esse ponto na matriz é onde ocorre o maior pico de temperatura, por ser o primeiro ponto de contato com o metal líquido.

Levantar o perfil de temperatura de uma matriz durante o processo de injeção não é algo trivial. Ao citar a uma variação de até 500°C Long *et al.* (2012) se refere a temperatura medida o mais próximo das paredes do molde, região está que mais sofre pelo efeito da fadiga térmica. Além disso, as dimensões das matrizes utilizadas na indústrias são muito maiores e complexas se comparadas a utilizada neste trabalho.

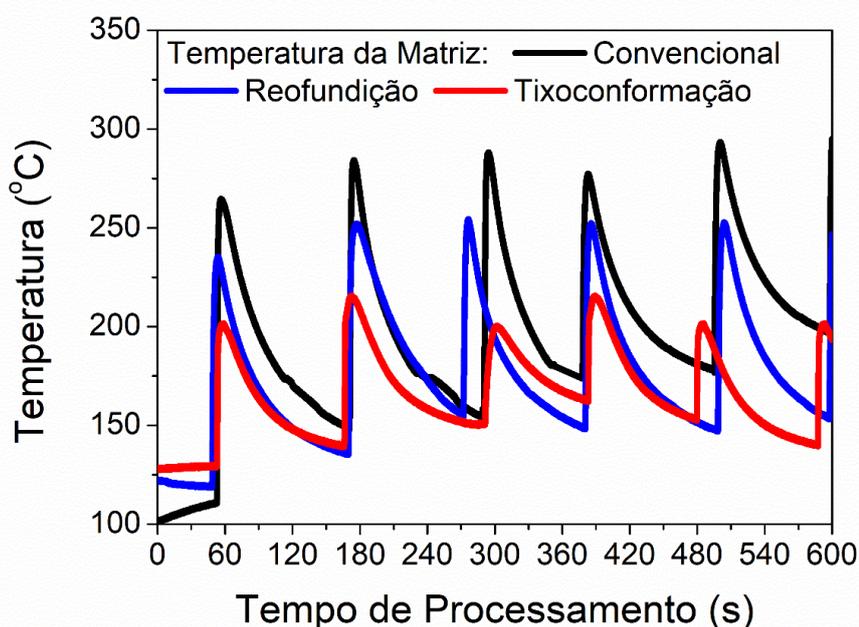


Figura 5.7 - Perfil de temperatura da matriz durante o processo de injeção de acordo com os diferentes processamentos.

A temperatura de trabalho da matriz durante o processo de injeção sob pressão é um fator chave para a vida útil da matriz. Pela natureza do processo de injeção sob pressão ocorrer de forma contínua a matriz sempre estará sujeita a picos de aquecimento e resfriamento. Esses estresses térmicos que ocorrem de forma periódica acabam causando trincas devido a fadiga térmica. Apesar da fadiga térmica poder se atenuada com a escolha de materiais mais resistentes, mudanças dos parâmetros de processamento e design da matriz, isso acaba influenciando nos custos de produção.

Segundo Ding *et al.* (2021) as matrizes utilizadas nos processos de injeção sob pressão compõem cerca de 8 a 15% do custo totais de produção para injeção de alumínio. E quando uma matriz sofre uma falha inesperada, esses custos podem aumentar em até 30%.

O intuito dos resultados apresentados é indicar que ao se aplicar o processamento no estado semissólido tanto a refundição quanto a tixoconformação pode gerar uma fadiga térmica menor na matriz durante o processo de injeção e por consequência o aumento da vida útil desse componente.

## 5.2 Caracterização da Porosidade

Nesta etapa do trabalho são apresentados os resultados da análise da porosidade realizada via software *ImageJ* para todas as condições de injeção sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial. Esta análise é importante para o trabalho, pois esse defeito impacta de forma direta nas propriedades mecânicas do material.

A figura 5.8 apresenta os resultados dos corpos de prova cortados no sentido longitudinal para as diferentes condições de injeção sem tratamento térmico. As imagens, obtidas por meio da microscopia de campo claro, estão divididas de acordo com as regiões nas quais ocorreram os cortes para o embutimento. A região 1 representa o topo do produto, a região 2 o meio e a região 3 a parte inferior do produto, de acordo com o fluxo do material.

A tabela 5.2 apresenta a porcentagem de porosidade para cada região do corpo de prova junto a porosidade total. Mostrando que os valores de porosidade total foram de 4,78% para a injeção convencional, 1,72% para a refundida – GISS 3s, 3,45% para a refundida – GISS 5s, 0,46% tixoconformada 0s e 0,5% tixoconformada 30s.

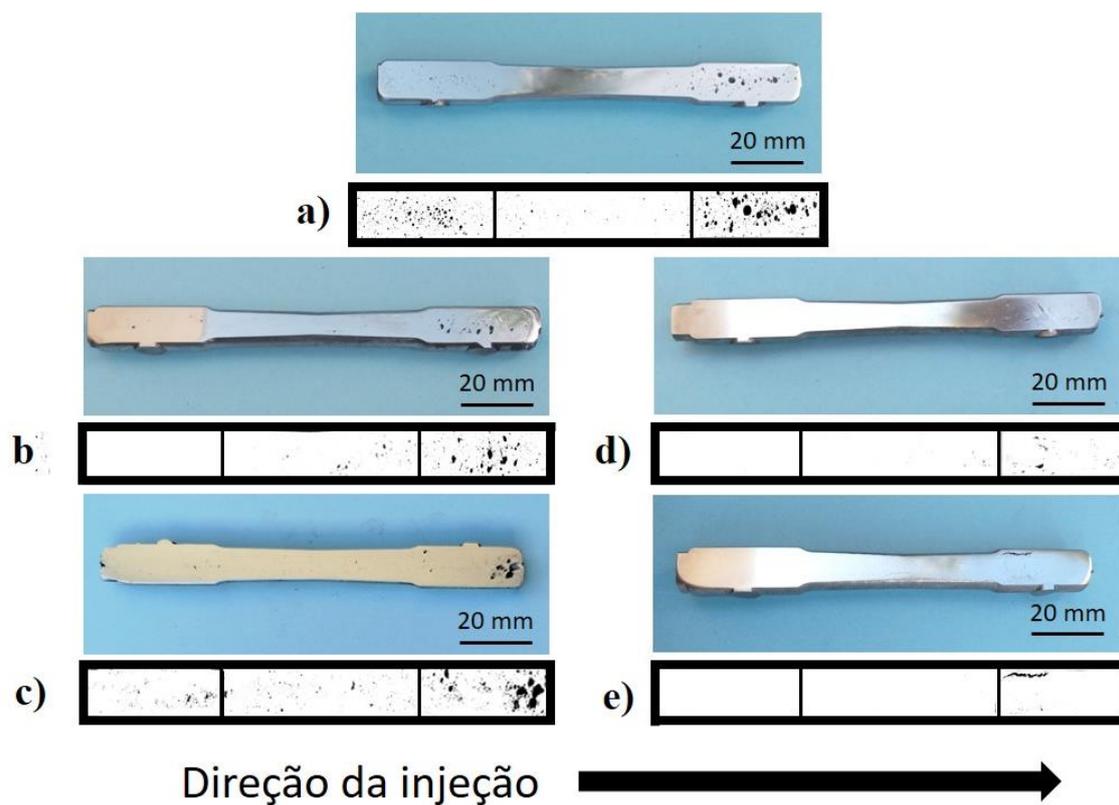


Figura 5.8 - Análise macroscópica e microscópica de campo claro da porosidade. Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e).

Tabela 5.2 – Porosidade em %area para as amostras injetadas separadas em regiões diferentes.

	Região 1 (%)	Região 2 (%)	Região 3 (%)	Global (%)
Convencional	$9.90 \pm 2.79$	$0.42 \pm 0.50$	$4.02 \pm 0.10$	$4.78 \pm 0.95$
GISS - 3s	$3.80 \pm 0.23$	$0.70 \pm 0.04$	$0.66 \pm 0.07$	$1.72 \pm 0.40$
GISS - 5s	$8.70 \pm 0.19$	$0.55 \pm 0.06$	$1.10 \pm 0,18$	$3.45 \pm 1.10$
Tixo 0s	$1.10 \pm 0.50$	$0.18 \pm 0.03$	$0.10 \pm 0,07$	$0.46 \pm 0.35$
Tixo 30s	$1.37 \pm 0.20$	$0.073 \pm 0.007$	$0.062 \pm 0.002$	$0.50 \pm 0.27$

A porosidade para todas as condições de injeção tende a ter concentração maior na extremidade superior do produto (região 1). No caso das amostras injetadas convencional, reofundida – GISS 3s e GISS 5s, essa concentração de poros tem um formato mais arredondado, muito provavelmente causado pelo aprisionamento de gases durante a injeção.

De acordo com Zhou et al. (2014) devido às altas velocidades utilizadas durante o processo de injeção, ocorre o aumento da turbulência no material líquido causando o aprisionamento de gases na frente de preenchimento. Isso explicaria essa maior formação de porosidades na extremidade do topo dos produtos injetados como apresentado na figura 5.9.

A amostra reofundida – GISS 3s em relação a porosidade acaba tendo uma diminuição da porcentagem de poros em relação a amostra injetada convencionalmente, mas ainda sim possui poros com características bem parecidas. A amostra reofundida – GISS 5s se comportou muito parecido com o líquido, tendo frações de porosidade muito parecidas na região 1.

A pasta semissólida possui a característica de reduzir a turbulência durante o processo de injeção devido ao aumento da fração sólida, o que resulta em um aumento da viscosidade. Essa maior fluidez tende a reduzir o aprisionamento de gases durante o processo de injeção. No caso das amostras reofundida - GISS 3s ocorre a diminuição da porosidade em porcentagem de área, mas ainda assim há um acúmulo de porosidades na região do topo.

Já para amostra reofundida - GISS 5s apesar da porosidade na região 1 ser parecida com a da injetada convencional, quando se olha para a porosidade total há uma diminuição dos poros de 4,78% para 3,45%. Isso indica que provavelmente a formação da fase sólida foi o suficiente para mudar o comportamento da viscosidade do material, assim diminuindo a ocorrência da porosidade, mas não tão grande a ponto de evitar a incorporação de gases na pasta semissólida.

Em relação às amostras tixoconformadas observa-se na microscopia de campo claro a na região 1 menor porcentagem em área de poros de 1.10% para a tixoconformação 0s e 1.37% para a tixoconformação 30s, como também a mudança da morfologia deles. Isso indica que a mudança da viscosidade do produto tixoconformado foi melhor para preencher as cavidades da matriz, sem que houvesse o aprisionamento de

gases durante a injeção, de tal forma que a porosidade presente no tarugo original (1,62 %) foi efetivamente reduzida.

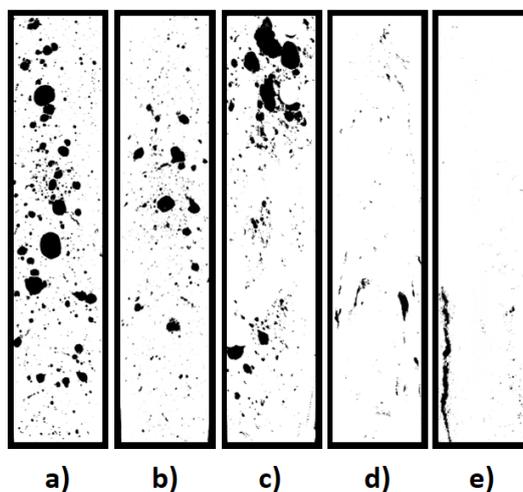


Figura 5.9 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo do produto injetado (região 1). Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e)

Na segunda região apresentada na figura 5.10 as amostras refundidas refundida GISS – 3s e 5s tiveram maior porosidade em porcentagem de área que as outras condições de  $0.70 \pm 0.04\%$  e  $0.55 \pm 0.06\%$  respectivamente. Enquanto as amostras tixoconformadas 0s e 30s tiveram porosidade de  $0.18 \pm 0.03\%$  e  $0.073 \pm 0.007\%$ .

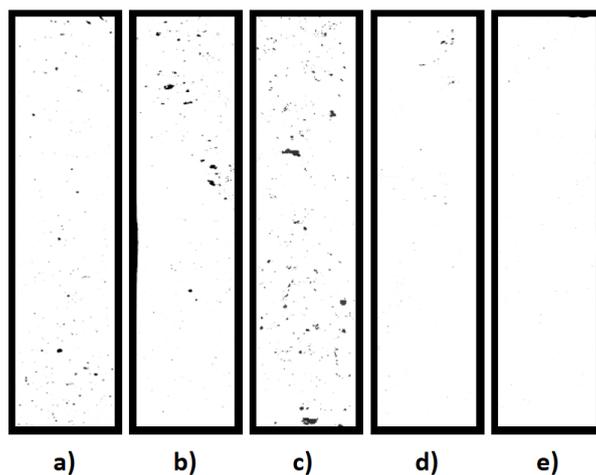


Figura 5.10 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do meio do produto injetado (região 2). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e)

Na terceira região apresentada na figura 5.11 a amostra injetada convencionalmente teve maior porosidade com  $4.02 \pm 0.10\%$ , seguido das amostras reofundida GISS – 3s e 5s que apresentaram  $0.66 \pm 0.07\%$  e  $1.10 \pm 0.18\%$ . E as tixoconformadas 0 e 30s com porosidade de  $0.10 \pm 0.07\%$  e  $0.062 \pm 0.002\%$ .

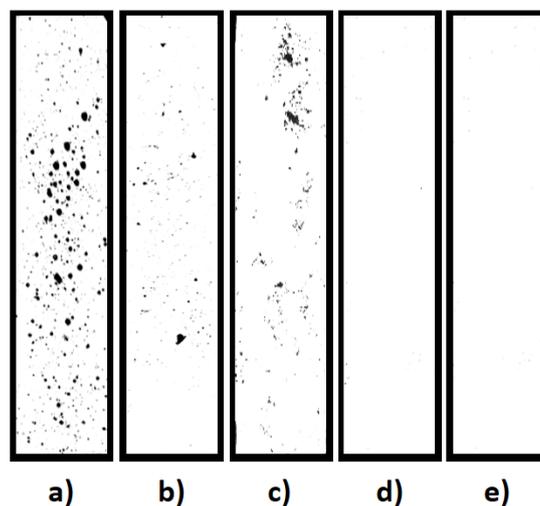


Figura 5.11 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do final do produto injetado (região 3). Injeção convencional a), reofundida GISS – 3s b), reofundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e).

De acordo com Jarfors (2020) os processos de reofundição que utilizam o GISS como meio de obtenção da pasta semissólida, trabalham com baixas frações de sólido. Durante o processo de borbulhar o gás inerte a fração de sólido chega a ser de 3 a 5% e ao ser colocado na câmara de injeção pode aumentar até atingir valores de até 30% da fração sólida.

No contexto deste estudo, a temperatura alcançada durante a aplicação de argônio, com uma duração de 3 segundos, variou de 611°C a 614°C ( $f_s = 0,07\%$  a  $0,0015\%$ ) e para 5 segundos variou de 605°C a 609°C ( $f_s = 2,3\%$  a  $0,283\%$ ) no local onde o termopar foi posicionado. Levando em consideração uma situação de equilíbrio ao analisar os resultados do DSC, indica que a presença de uma pequena fase sólida durante o processo de reofundição.

No entanto o insuflamento de gás inerte em uma proporção de  $10 \text{ cm}^3/\text{s}$  em uma massa correspondente à  $55 \text{ cm}^3/\text{s}$  à  $614 \text{ }^\circ\text{C}$ , por 3 segundos apenas, gera uma situação de não equilíbrio. Na realidade a temperatura de equilíbrio para esta mistura seria de  $408 \text{ }^\circ\text{C}$ , ou seja, o material estaria completamente solidificado. Desta forma, ao contrário do que diz Jarfors (2020) a massa de sólido presente na pasta deve ser superior à estimada, de apenas 3 a 5%. No entanto, como demonstrado pelos resultados de porosidade atingida o nível de turbulência no preenchimento ainda foi elevado e a fração sólida presente não deve ter atingido os 30%.

Já para as amostras tixoconformadas a temperatura de  $595^\circ\text{C}$  levando em consideração uma condição de uma taxa de aquecimento de não equilíbrio ( $20^\circ\text{C}/\text{min}$ ), a fração sólida obtida seria de 44%. Indicando que uma maior fração sólida levou a uma condição de melhor controle do preenchimento das cavidades da matriz e reduziu melhor a porosidade do produto injetado como um todo.

A Figura 5.12 apresenta os resultados dos corpos de prova cortados longitudinalmente em diversas condições de injeção, agora após a aplicação de tratamento térmico. A mesma técnica de microscopia de campo claro foi empregada nessa etapa, e as regiões estão separadas correspondendo aos locais onde as amostras foram cortadas para o embutimento.

A tabela 5.3 apresenta a porcentagem de porosidade para cada região do corpo de prova junto a porosidade total. Mostrando que os valores de porosidade total foram de

5,25% para a injeção convencional, 1,86% para a refundida – GISS 3s, 2,73% para a refundida – GISS 5s, 1,67% tixoconformada 0s e 0,74% tixoconformada 30s.

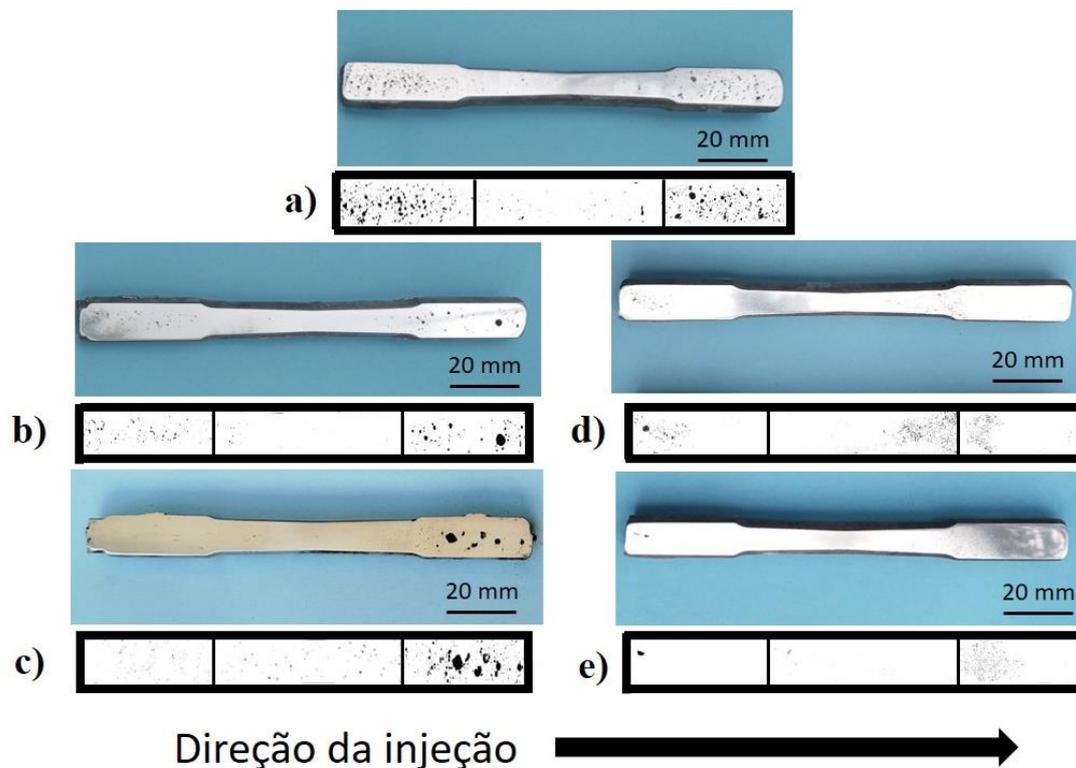


Figura 5.12 - Análise macroscópica e microscópica de campo claro da porosidade. Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e).

Tabela 5.3 - Porosidade em % área para as amostras injetadas e tratadas termicamente separadas em regiões diferentes.

	Região 1 (%)	Região 2 (%)	Região 3 (%)	Global (%)
Convencional	$7.04 \pm 1.28$	$0.62 \pm 0,04$	$8.08 \pm 0,95$	$5.25 \pm 0.77$
GISS - 3s	$3.89 \pm 0.77$	$0.18 \pm 0.05$	$1.51 \pm 0.24$	$1.86 \pm 0.36$
GISS - 5s	$7.41 \pm 1.34$	$0.41 \pm 0.09$	$0.36 \pm 0.10$	$2.73 \pm 0.52$
Tixo 0s	$1.74 \pm 0.25$	$2.78 \pm 0.55$	$0.49 \pm 0.07$	$1.67 \pm 0.29$
Tixo 30s	$1.53 \pm 0.70$	$0.15 \pm 0.02$	$0.54 \pm 0.02$	$0.74 \pm 0.29$

Em relação a região 1 as amostras injetadas tratadas termicamente tiveram de porosidade para amostra injetada convencionalmente 7.04%, as amostras refundidas GISS – 3s e 5s com 3.89% e 7.41% e as tixoconformadas 0 e 30s com porosidade de 1.74% e 1.53%.

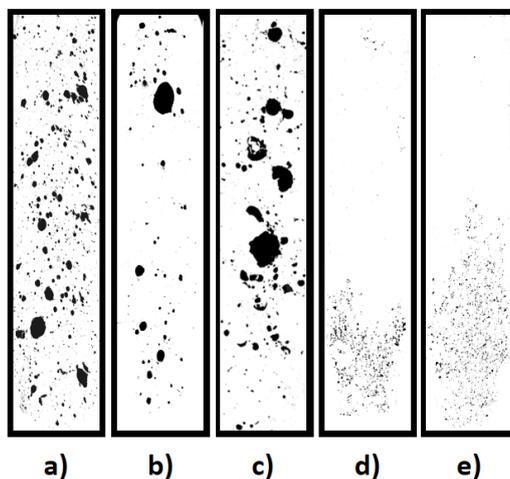


Figura 5.13 – Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo dos produtos injetados e tratados termicamente (região 1). Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e)

Na segunda região das amostras tratadas termicamente apresentada na figura 5.14 a amostras tixoconformada 0s teve maior porosidade com 2,78%, seguido da amostra injetada convencionalmente com 0,62%, refundidas GISS – 5s com 0,41%, refundidas GISS – 3s com 0,18% e tixoconformada 30s com 0,15.

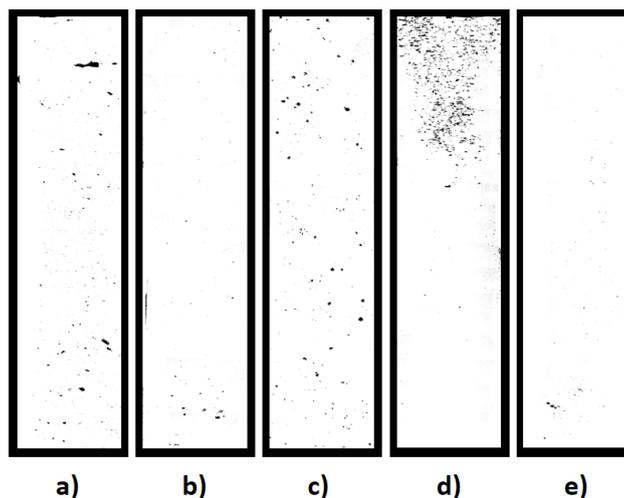


Figura 5.14 – Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do meio dos produtos injetados e tratados termicamente (região 2). Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e)

Na terceira região das amostras tratadas termicamente apresentada na figura 5.15 a amostra injetada convencionalmente teve maior porosidade com 8,08%, seguido da amostra refundida GISS – 3s com 1,51%, tixoconformada 30s com 0,54%, tixoconformada 0s com 0,49% e refundidas GISS – 5s com 0,36%.

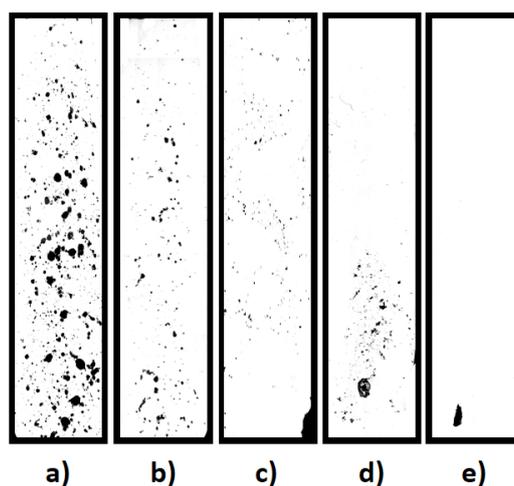


Figura 5.15 - Microscópica de campo claro em porcentagem de área (% área) da região do topo dos produtos injetados e tratados termicamente (região 3). Injeção convencional a), refundida GISS – 3s b), refundida GISS 5s c), tixoconformada 0s d) e tixoconformada 30s e)

A aplicação do tratamento de solubilização e envelhecimento artificial não provocou grandes mudanças em relação a percentagem da porosidade global encontradas nos produtos injetados convencionalmente, reofundida – GISS 3s e GISS 5s e tixoconformada 30s como apresentadas na figura 5.16. Já amostra tixoconformada 0s teve um aumento significativo da percentagem da porosidade global que para amostra sem tratamento térmico foi de 0,46% para 1,67%.

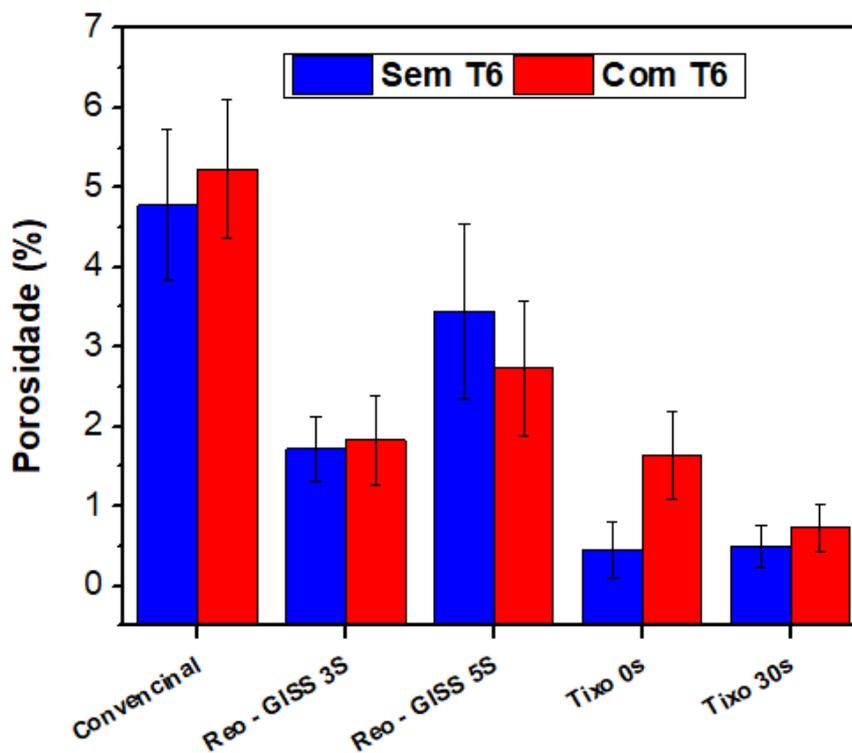


Figura 5.16 - Percentagem de área (% área) da porosidade encontrada nos produtos injetados

Esse valor de porosidade encontrado no produto tixoconformado 0s é próximo aos valores encontrados no lingote que foi utilizado de matéria prima para os produtos tixoconformados, apresentados na figura 5.17.



	a)	b)	c)	Média
Porosidade Média (%)	$1.42 \pm 0.43$	$1.69 \pm 0.37$	$1.76 \pm 0.89$	1.62

Figura 5.17 -Média da porosidade em diversas regiões do lingote.

A figura 5.18 apresenta a distribuição de porosidades obtidas pelo uso do software *ImageJ* para as condições de injeção com e sem tratamento térmico. Ao comparar o formato da circularidade das porosidades encontradas nos produtos injetados de forma convencional e por refundição 3s e 5s, fica evidente que a maior ocorrência de poros, nessas condições, está associada a poros com uma circularidade superior a 0,6, com um pico de circularidade entre 0,8 e 1. Já para o produtos tixoconformados 0s e 30s houve uma tendência dos poros ficarem mais circulares com a aplicação do tratamento térmico.

Segundo Kang et al. (2021), o processo de injeção sob pressão aplica uma pressão de intensificação durante a etapa de solidificação do material. Essa pressão permite que os gases sejam aprisionados e fiquem pressurizados devido à pressão exercida. Com o aumento da temperatura durante a etapa de solubilização, o material tende a perder resistência, enquanto a pressão causada pelos gases aprisionados aumenta até um ponto em que se torna maior que a resistência do material, causando uma expansão do poro e um aumento da esfericidade.

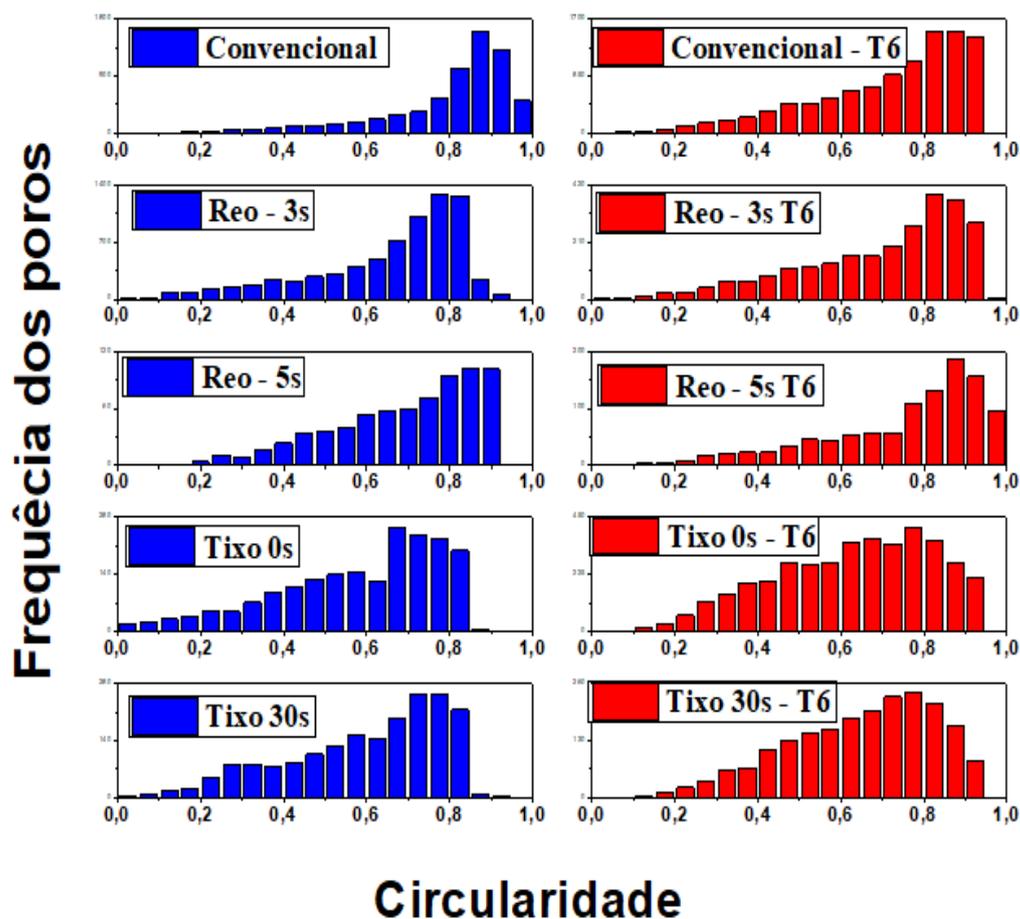


Fig. 5.18- Distribuição de porosidades obtidas pelo uso do software *ImageJ* para todas as condições de injeção com e sem tratamento térmico.

Após o tratamento térmico das amostras a condição de injeção convencional apresentou a formação de bolhas e alguns defeitos superficiais. Isso demonstra a dificuldade de tratar termicamente uma peça injetada convencionalmente devido à grande fração de porosidade. Zhang et al. (2020) e colaboradores corroboram que a formação de bolhas ocorre devido a presença da porosidade causada pelos gases aprisionados durante o tratamento térmico de solubilização.



Fig. 5.19 - Detalhe mostrando bolhas superficiais para a condição injetada após tratamento térmico T6, não observadas nos semissólidos.

A fig 5.20 apresenta uma correlação entre circularidade e diâmetro de Ferret dos poros analisados nas condições de sem e com tratamento térmico. A figura 5.20a apresenta os dados da amostra injetada convencionalmente, para esta condição não há uma tendência clara do tamanho das porosidades.

Há poros grandes diâmetros tanto para os menores quanto para os maiores valores de circularidade. Como apresentado anteriormente, esses poros tendem a se concentrar mais nas regiões de maior circularidade acima de 0,6.

A figura 5.20b e 5.20c apresenta os dados da amostra reofundida – GISS 3s e 5s. Sem o tratamento térmico os poros não têm um comportamento claro, ficando parecido com a situação mencionada na condição de injeção convencional. Com o tratamento térmico fica mais claro um acúmulo de porosidades maiores para as regiões com maior circularidade. Para as amostras tixoconformadas em ambas as condições apresentadas nas figuras 5.20d e 5.20e a uma tendência clara de porosidades maiores se acumularem em regiões de menor circularidade.

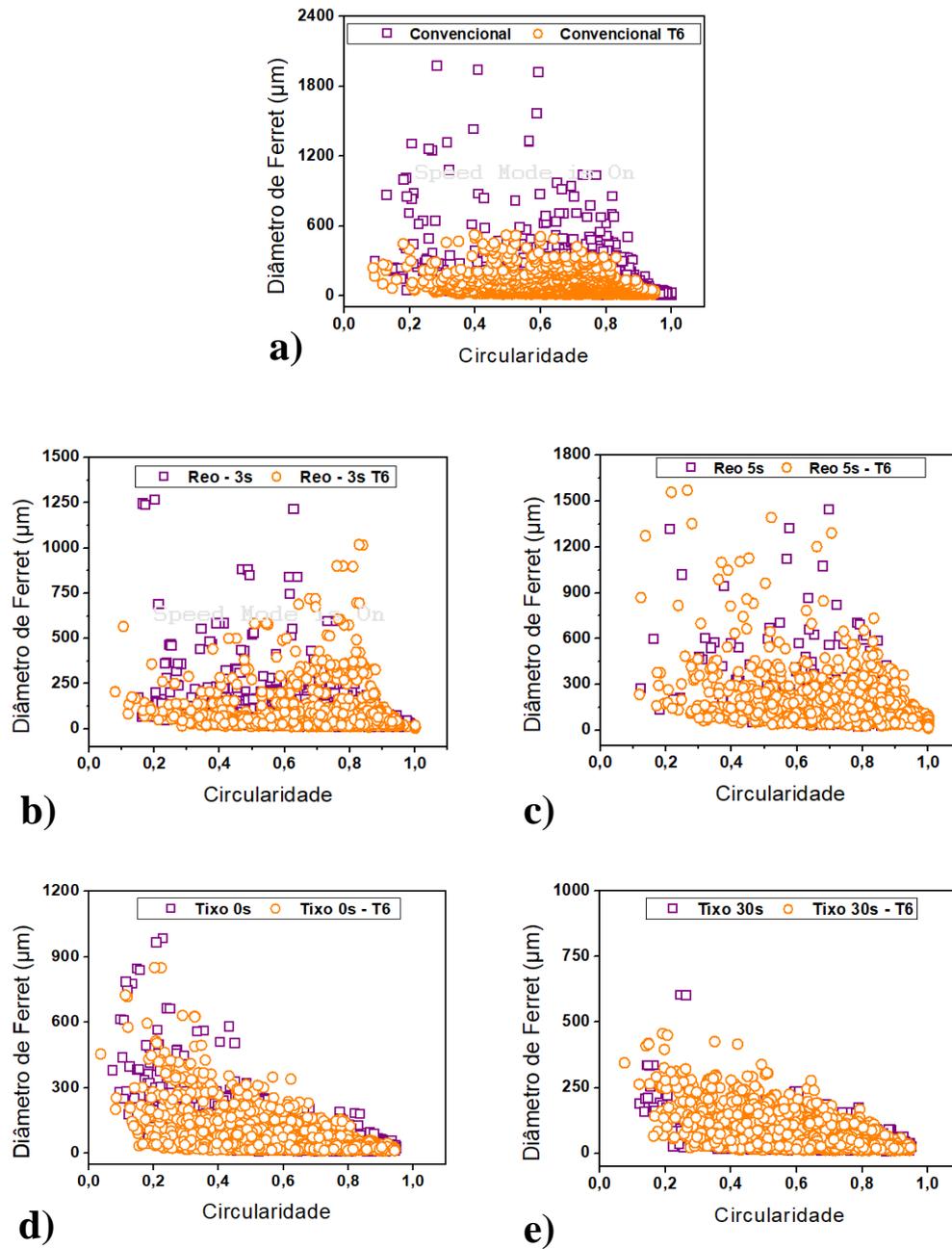
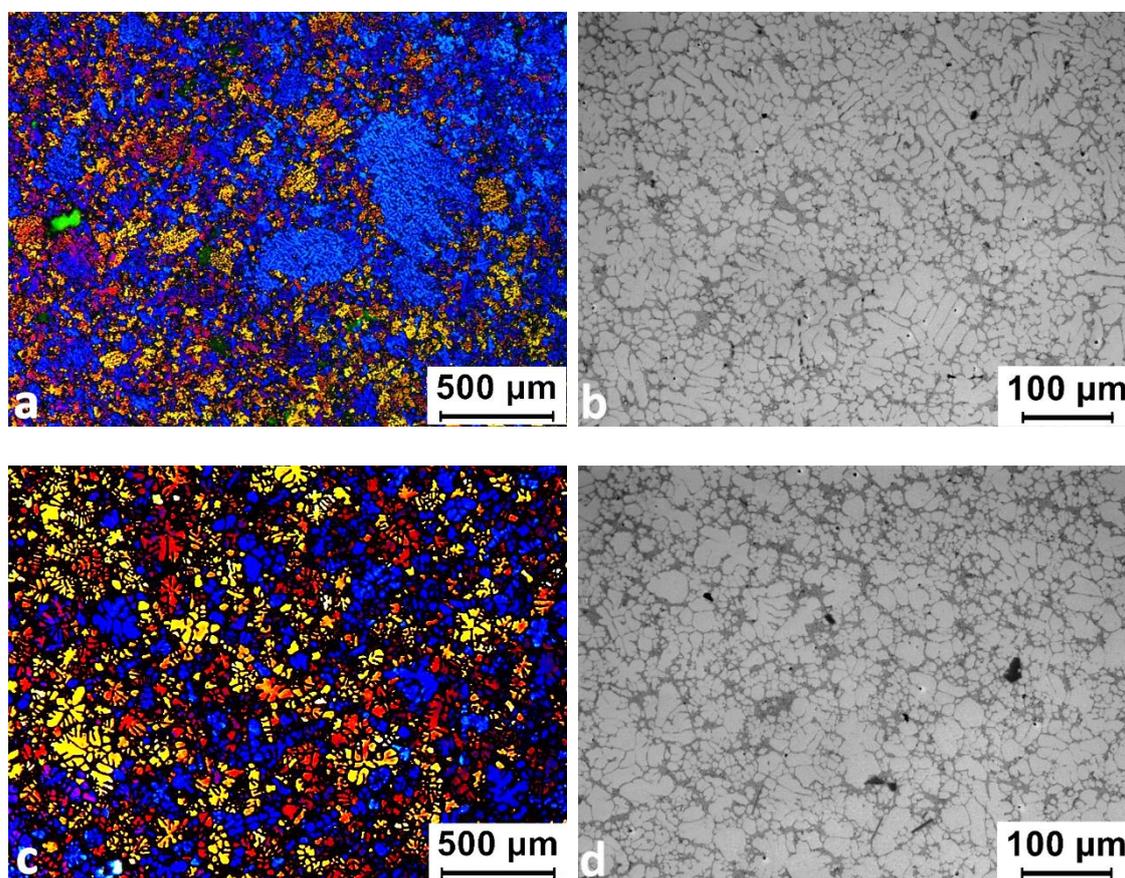


Fig. 5.20 - Correlação entre circularidade e diâmetro de Ferret dos poros analisados nas condições sem e com tratamento térmico. a) Injeção convencional, b) reofundida 3s, c) reofundida 5s, d) tixoconformada 0s e e) tixoconformada 30s

### 5.3 Caracterização Microestrutural

#### 5.3.1 Caracterização das amostras injetadas

A figura 5.21 apresenta a microestrutura obtida da liga 356 via metalografia convencional (P&B) e metalografia colorida (Luz polarizada) produzida pela injeção convencional (a, b), refundição GISS 3S (c, d), refundição GISS 5S (e, f), tixoconformação 0s (g, h) e tixoconformação 30s (i, j).



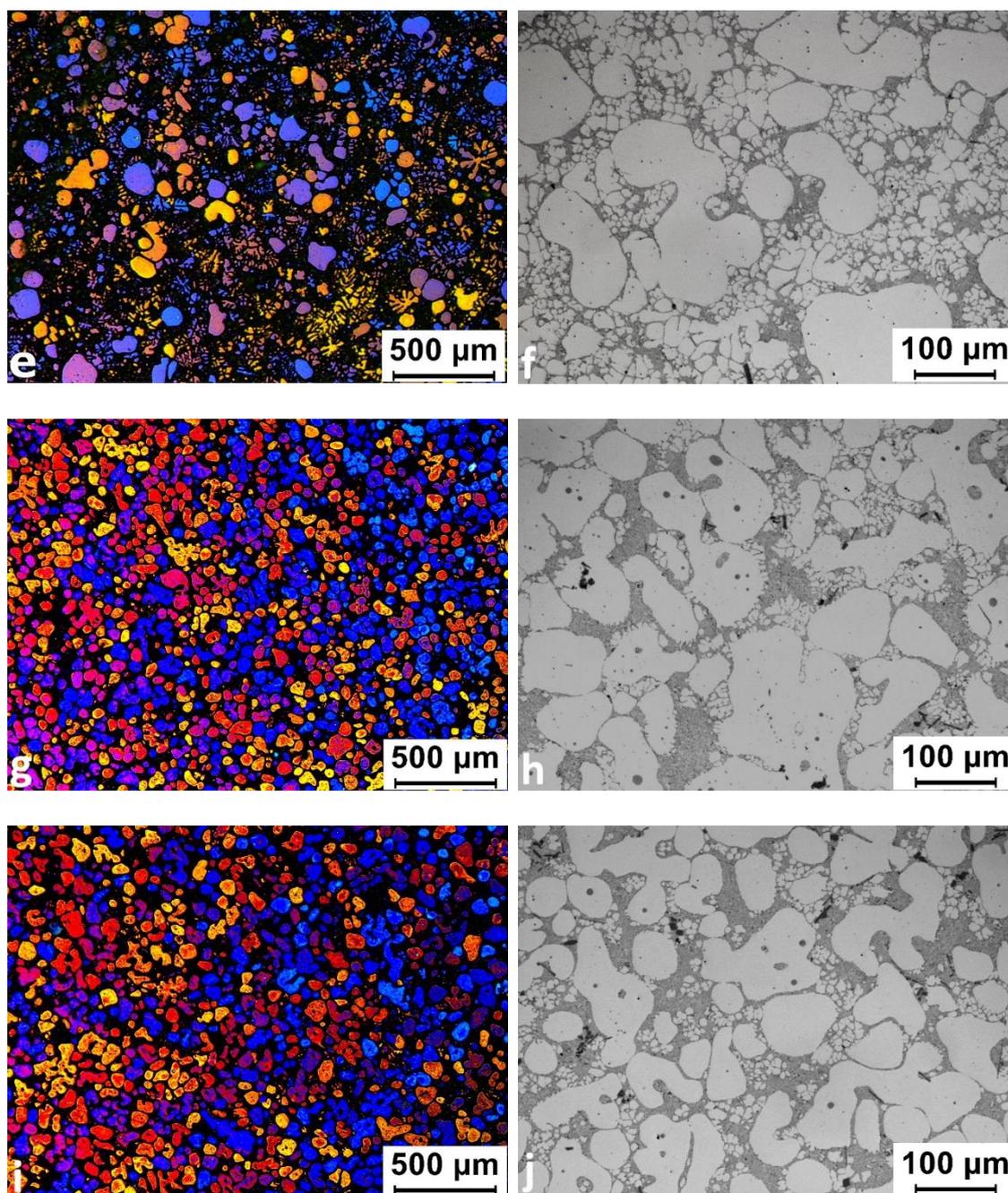


Figura 5.21 - Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada nas condições convencional (a,b), Reofundida – GISS 3S (c,d), Reofundida – GISS 5S (e,f), Tixoconformada 0s (g,h) e Tixoconformada 30s (i,j).

A Figura 5.21a apresenta a metalografia colorida obtida via luz polarizada da amostra de injeção convencional. Essa condição revela uma estrutura dendrítica fragmentada e pouco homogênea. Na Tabela 5.4 estão os dados medidos de tamanho de grão e glóbulo pelo Método dos Interceptos de Heyn (ASTM E112, 1996) para todas as

condições de injeção. O tamanho de grão medido para essa condição foi de  $207,3 \pm 88,6$   $\mu\text{m}$  e o tamanho de glóbulo foi de  $27,7 \pm 9,6$   $\mu\text{m}$ . A Figura 5.21b apresenta a micrografia em preto e branco da amostra produzida. Nessa micrografia, é possível observar uma morfologia dendrítica refinada da fase primária  $\alpha_1$ -Al, rica em alumínio, com o eutético modificado, rico em silício, ao redor.

Ao analisar a relação grão/glóbulo para a condição de injeção convencional, o resultado é de 7,4. Isso indica que, apesar da microestrutura parecer refinada na metalografia em preto e branco, a verdadeira extensão do grão apresentada na metalografia colorida é muito mais ampla. Ao analisar a circularidade para essa condição, obtém-se o valor de  $0,45 \pm 0,03$ , mostrando que a estrutura não dendrítica possui um formato mais tortuoso.

A Figura 5.21c apresenta a metalografia colorida da amostra reofundida GISS 3s. Nesta figura, é possível observar que a morfologia da fase primária  $\alpha_1$ -Al está distribuída de forma mais homogênea do que na amostra injetada convencionalmente, com um tamanho de grão menor, de  $124,1 \pm 22,2$   $\mu\text{m}$ , e um tamanho de glóbulo de  $25,5 \pm 5$   $\mu\text{m}$ . Além disso, observa-se uma mudança na morfologia dendrítica para uma morfologia mais próxima de roseta, com uma maior circularidade de  $0,52 \pm 0,02$ .

A Figura 5.21d apresenta a micrografia em preto e branco, que, além da fase primária  $\alpha_1$ -Al envolta pela fase do eutético modificado rico em silício, mostra uma fase secundária  $\alpha_2$ -Al de menor tamanho. Ao analisar a relação grão/glóbulo para a amostra reofundida GISS 3s, o valor encontrado é de 4,8. Esse valor é 36% menor do que o encontrado na condição de injeção convencional, indicando que o método de reofundição aplicado foi eficiente em modificar e homogeneizar a microestrutura da amostra.

As Figuras 5.21e e 5.21f apresentam a metalografia colorida e a micrografia em preto e branco da amostra reofundida GISS 5s. O aumento do tempo de insuflamento de argônio resultou em uma maior globularização da fase  $\alpha_1$ -Al, ainda com a presença de uma fase secundária  $\alpha_2$ -Al de menor tamanho, envolta pela fase do eutético modificado rico em silício. O valor do tamanho de grão encontrado para essa condição foi de  $149,8 \pm 20,2$   $\mu\text{m}$ , enquanto o tamanho do glóbulo foi de  $71,9 \pm 6,1$   $\mu\text{m}$ , atingindo uma relação de tamanho grão/glóbulo de 2,08 e uma circularidade de  $0,54 \pm 0,09$ .

Para explicar a globularização e mudança da microestrutura nas amostras reofundidas é importante entender como o processo GISS funciona. Flemings (2005) explica que a agitação vigorosa somada a rápida extração de calor nos primeiros estágios da solidificação é responsável por uma microestrutura refinada. O que acaba acontecendo é que quando há convecção nos primeiros estágios da solidificação ocorre a quebra dos braços dendríticos.

Wannasin e Thanabumrunkul (2008) descrevem que no GISS ao se injetar um gás o no metal líquido superaquecido, pode se obter uma pasta semissólida com estrutura não dendrítica. A injeção de gás no metal líquido cria um grande número de partículas sólidas que acabam se formando através da multiplicação de grãos devido à fragmentação da dendrita. A convecção produzida durante a solidificação causa um destacamento dos braços secundários e terciários das dendritas pela quebra ou refusão de suas raízes devido ao enriquecimento de soluto próximo às raízes dendríticas.

O processo de agitação causado pelo insuflamento de gás inerte no metal líquido faz com que ocorra a nucleação heterogênea de forma uniforme por todo o metal fundido, eliminando a estrutura dendrítica convencional. A homogeneidade na temperatura, causada pelo processamento GISS, faz com que os braços dendríticos fragmentados tendam a assumir um formato mais esférico, a fim de reduzir sua energia superficial (GU et al., 2022)

Após o insuflamento do gás o material no estado semissólido conta com pequenos núcleos de fase sólida ( $\alpha_1$ -Al) envoltos no líquido que está com uma composição e temperaturas homogenias por causa desse processo.

O processo de injeção sob pressão faz com que o material se solidifique com altas taxas de extração de calor. Isso faz com que a fase sólida ( $\alpha_1$ -Al) cresça, enquanto o líquido remanescente se solidifica com altas taxas de nucleação, formando vários núcleos da fase  $\alpha_2$ -Al. As altas taxas de extração de calor impedem o crescimento instável desses núcleos e, conseqüentemente, evitam a formação de dendritas na microestrutura. (GU et al., 2022)

Em contrapartida as figuras 5.21g e h e 5.21 i e j apresentam a micrografia das amostras tixoconformadas a 0s e 30s respectivamente. Fica visível que a amostra tixoconformadas tem uma fase primária  $\alpha_1$ -Al mais globular que amostras injetadas convencionalmente e reo - GISS 3s e 5s com circularidade de  $0.62 \pm 0.02$  e  $0.60 \pm 0.02$

que também está envolta do eutético rico em Si. Nota-se que o aumento do tempo do tratamento isotérmico de 0s para 30s não apresentou muita diferença em relação a microestrutura do grão e do glóbulo para as duas condições, visto que para a condição de 0s o tamanho de grão medido foi  $138.5 \pm 18 \mu\text{m}$  e glóbulo  $75.4 \pm 9 \mu\text{m}$ . E para a amostra tixoconformada 30s o tamanho de grão medido foi de  $144.4 \pm 21.1 \mu\text{m}$  e glóbulo  $73.9 \pm 7 \mu\text{m}$ .

A relação grão/glóbulo para essas condições foi de 1.8 para a tixoconformada 0s e 1,9 para a condição tixoconformada 30s, mostrando maior relação da extensão real do grão para o tamanho do glóbulo.

A formação da microestrutura encontrada nas amostras tixoconformadas 0 e 30s, ocorre durante o aquecimento para o tratamento isotérmico da amostra a  $595^\circ\text{C}$ . Ao aquecer as mostras nessa temperatura se busca a formação de uma microestrutura globular com grão não muito grosseiros.

Para as condições de tixoconformação de 0 e 30 segundos, a uma temperatura de  $595^\circ\text{C}$ , esses mecanismos tiveram tempo suficiente para agir e modificar a microestrutura inicial, que era dendrítica no lingote fabricado, para uma estrutura globular tipicamente encontrada nas ligas processadas no estado semissólido. As amostras tixoconformadas também apresentam, no interior da fase sólida  $\alpha\text{-Al}$ , resquícios da fase eutética líquida aprisionada, conhecida como *entrapped liquid*.

Tabela 5.4 - Parâmetros de tamanho de grão, glóbulo e circularidade das amostras injetadas.

	Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ )	Tamanho de Glóbulo ( $\mu\text{m}$ )	Circularidade
Convencional	$207.3 \pm 88.6$	$27.7 \pm 9.6$	$0.45 \pm 0.03$
Reo - GISS 3s	$124.1 \pm 22.2$	$25.5 \pm 5.1$	$0.52 \pm 0.02$
Reo - GISS 5s	$149.8 \pm 20.2$	$71.9 \pm 6.1$	$0.54 \pm 0.09$
Tixo 0s	$138.5 \pm 18.2$	$75.4 \pm 9.2$	$0.62 \pm 0.02$
Tixo 30s	$144.4 \pm 21.1$	$73.9 \pm 7.8$	$0.60 \pm 0.02$

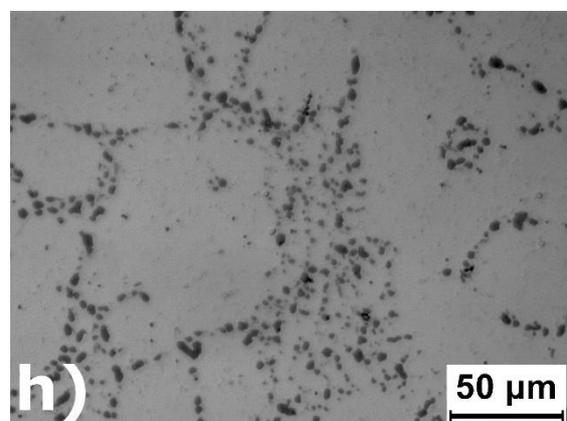
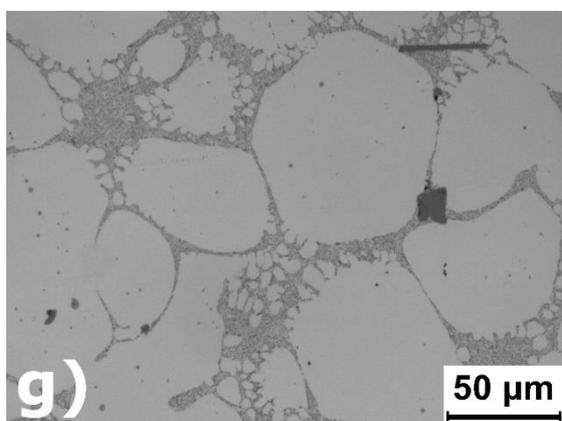
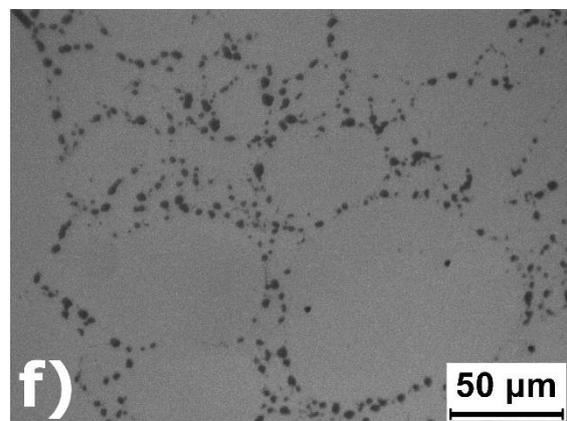
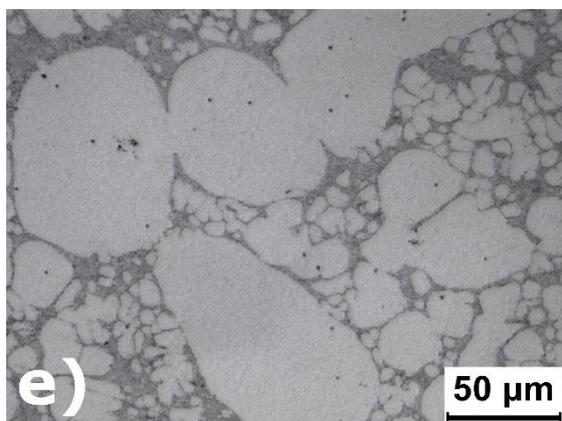
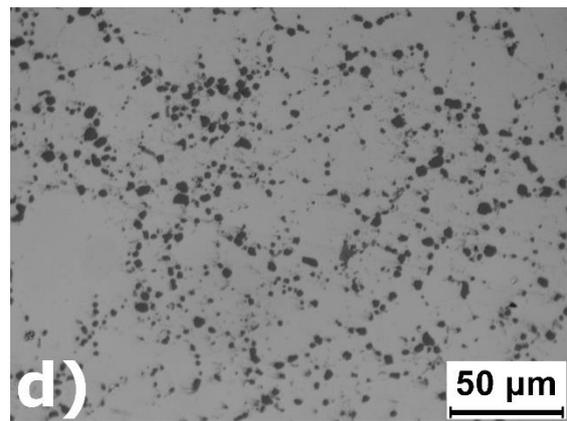
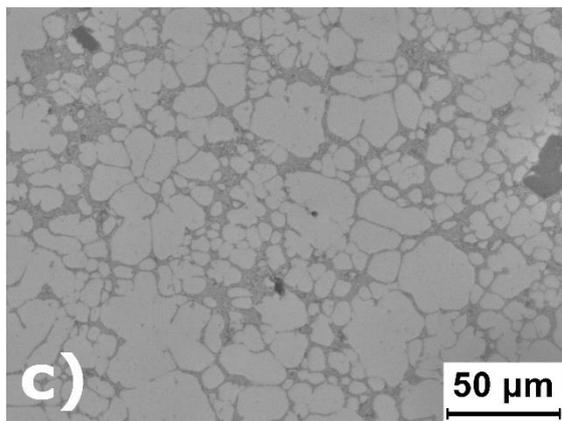
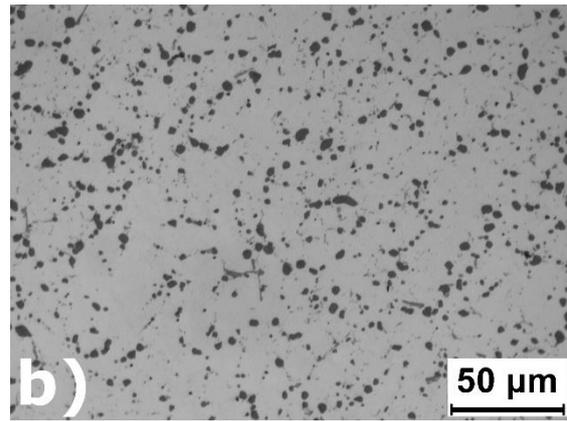
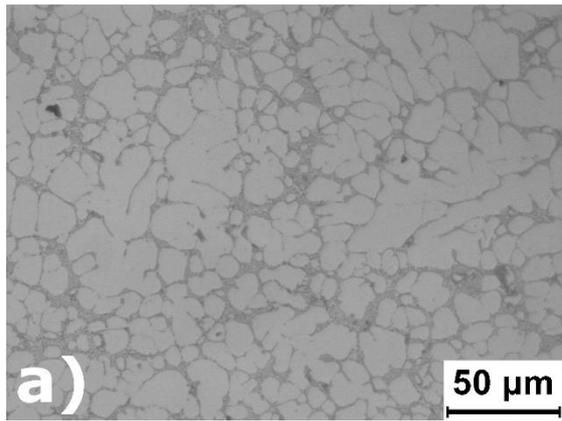
### 5.3.2 Caracterização das amostras injetadas e tratadas termicamente

A figura 5.22 apresenta as micrografias das amostras produzidas pela injeção convencional (a), reofundição (c) e tixoinjeção 0s (e) e tixoinjeção 30s (g) sem tratamento térmico. Para todas as condições sem o tratamento térmico pode se observar que o eutético modificado devido a adição do modificador de microestrutura do eutético rico em silício (Sr-10wt%Al) durante a preparação da matéria prima. Em relação as micrografias tratadas termicamente apresentadas na figura 5.22 (b,d,f,h) apresentam o coalescimento do eutético, que provocou uma mudança na morfologia do silício eutético.

Ao aplicar o solubilização nas ligas do grupo Al-Si-Mg, o tratamento térmico faz com que haja a homogeneização da microestrutura e minimiza a segregação dos elementos de liga, causadas pela solidificação fora do equilíbrio. No tratamento térmico de solubilização, as partículas eutéticas de silício primeiro se fragmentam, esferoidizam e depois coalescem. Ao adicionar Sr na composição química a morfologia do eutético muda de lamelar, para fibrosa. A morfologia fibrosa facilita a esferoidização das partículas eutéticas de silício podendo reduzir o tempo de solubilização. Essa esferoidização ocorre como uma tentativa do sistema em diminuir a energia superficial (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; FURLAN, 2008)

Para a composição da liga 356 utilizada neste trabalho a temperatura eutética encontrada foi de 573°C na condição Scheil de não equilíbrio. Na etapa de solubilização ao aquecer a amostra a 540°C o magnésio ( $Mg_2Si$ ) pode ser dissolvido e homogeneizado na matriz  $\alpha$  do alumínio ( $\alpha$ -Al).

Na etapa de envelhecimento artificial, ocorre a precipitação do  $Mg_2Si$  em zonas GP esféricas. Com o passar do tempo essa zona se alonga e se desenvolve em uma fase coerente com a matriz formando assim um precipitado em forma de agulha ( $\beta''$ ). As agulhas crescem para se tornarem bastonetes semicoerentes (fase  $\beta'$ ) e finalmente em plaquetas não coerentes com a matriz ( $\beta$  fase estável). (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010).



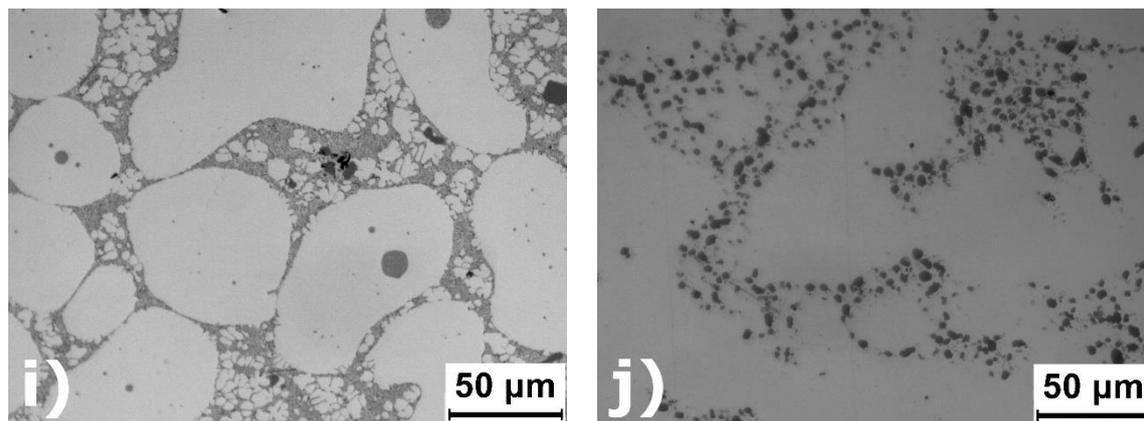
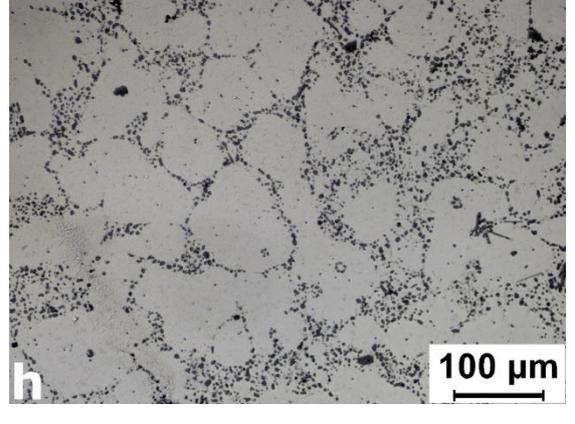
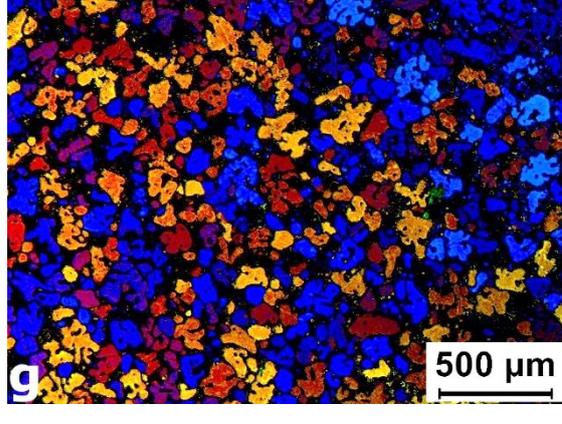
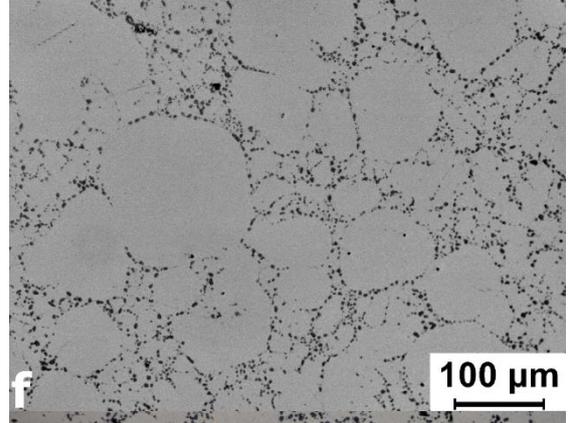
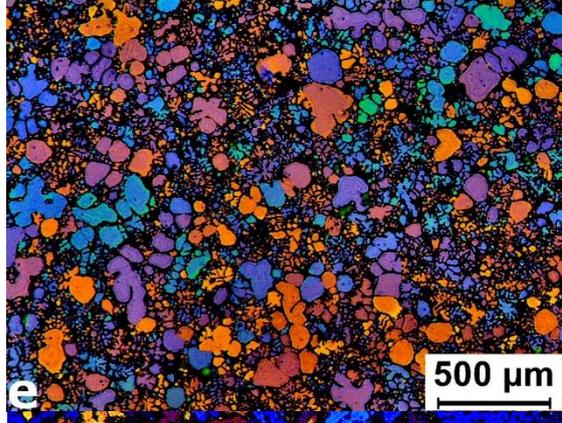
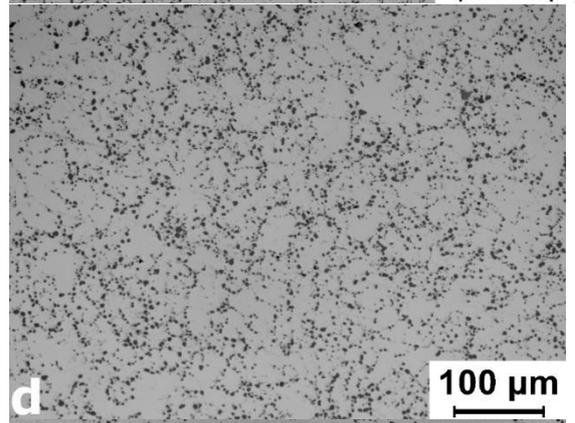
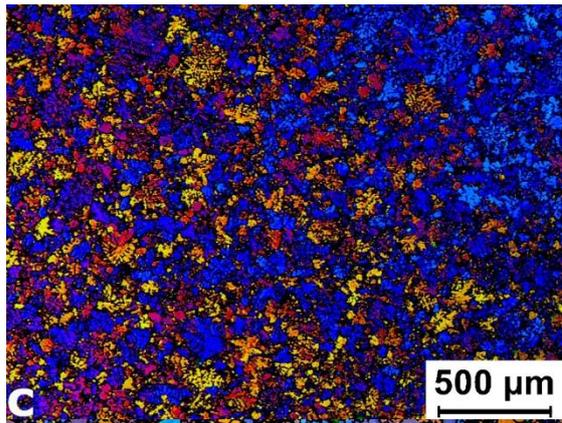
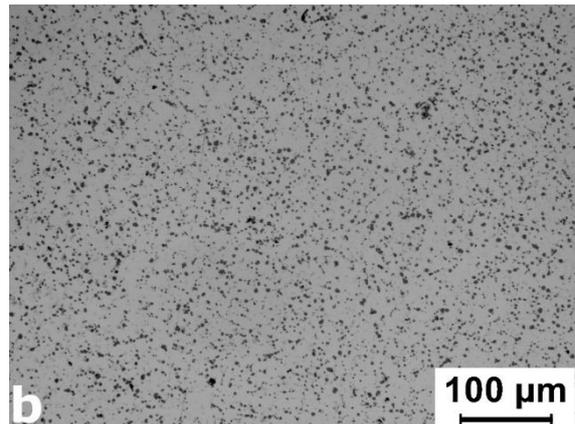
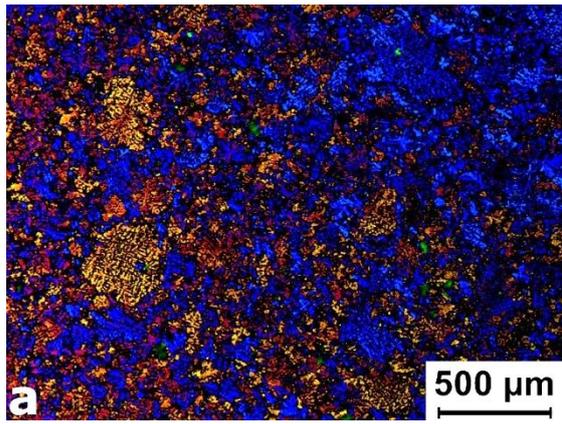


Figura 5.22 - Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada nas condições convencional (a), Reofundida – GISS 3S (c), Reofundida – GISS 5S (e), Tixoconformada 0s (g) e Tixoconformada 30s (i) sem tratamento térmico. Injetada nas condições convencional (b), Reofundida – GISS 3S (d), Reofundida – GISS 5S (f), Tixoconformada 0s (h) e Tixoconformada 30s (j) sem tratamento térmico com tratamento térmico.

A figura 5.23 apresenta a microestrutura obtida da liga 356 após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6) via metalografia convencional (P&B) e metalografia colorida (Luz polarizada) produzida pela injeção convencional (a, b), reofundição GISS 3S (c, d), reofundição GISS 5S (e, f), tixoconformação 0s (g, h) e tixoconformação 30s (i, j).

Em relação a metalografia colorida das amostras produzidas pela injeção convencional, reofundição GISS 3S e 5S, tixoconformada 0s, não apresentaram grandes mudanças em relação ao tamanho de grão médio encontrado ficando com  $214.1 \pm 59.6 \mu\text{m}$ ,  $122.9 \pm 25.0 \mu\text{m}$ ,  $151.7 \pm 18.1 \mu\text{m}$  e  $192.0 \pm 61.0 \mu\text{m}$ , respectivamente. Já a amostra tixoconformados 30s teve um aumento de 83% após ser tratado termicamente.



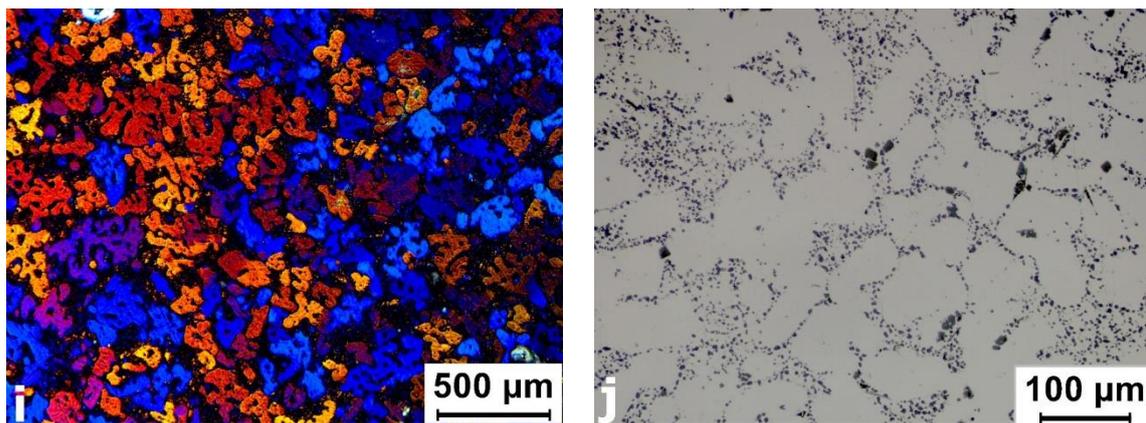


Figura 5.23 – Micrografias mostrando a microestrutura da liga 356 injetada e tratadas termicamente nas condições convencional (a,b), Reofundida – GISS 3S (c,d), Reofundida – GISS 5S (e,f), Tixoconformada 0s (g,h) e Tixoconformada 30s (i,j).

Tabela 5.5 - Parâmetros de tamanho de grão, glóbulo e circularidade das amostras injetadas e tratadas termicamente.

	Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ )	Tamanho de Glóbulo ( $\mu\text{m}$ )	Circularidade
Convencional	$214.1 \pm 59,6$	$30.5 \pm 3,8$	$0.50 \pm 0.05$
Reo - GISS 3s	$122.9 \pm 25.0$	$43.5 \pm 9.3$	$0.54 \pm 0.04$
Reo - GISS 5s	$151.7 \pm 18.1$	$72.5 \pm 8.6$	$0.52 \pm 0.09$
Tixo 0s	$192.0 \pm 61.0$	$104.3 \pm 24.7$	$0.57 \pm 0.01$
Tixo 30s	$265.1 \pm 74.5$	$120.6 \pm 34.1$	$0.56 \pm 0.02$

A figura 5.24 apresenta dados sobre a circularidade da fase primária  $\alpha\text{-Al}$ , como tamanho de grão e glóbulo para todas as condições de injeção sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

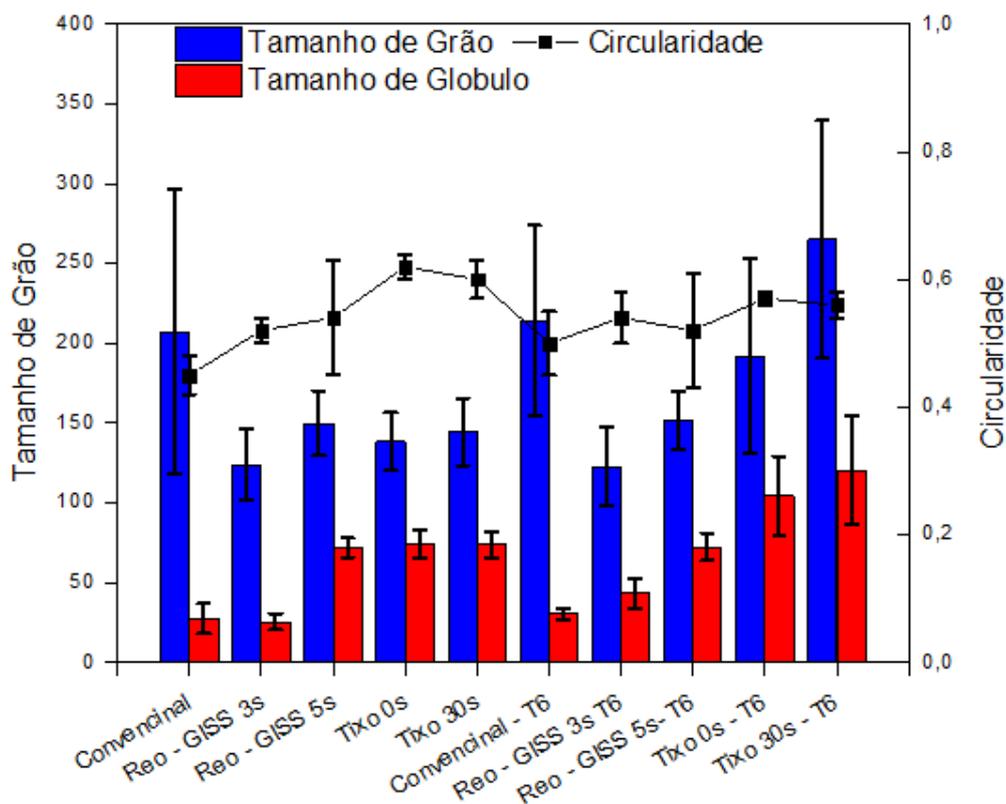


Figura 5.24 - Parâmetros microestruturais da liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

#### 5.4 Perfil microestrutural das amostras injetadas

As figuras 5.25, 5.26 e 5.27 apresentam o perfil de segregação obtido das amostras injetadas convencionalmente, reofundidas e tixoconformadas, da região do meio do corpo de prova.

A amostra injetada convencionalmente apresenta uma estrutura dendrítica heterogênea, nas regiões da borda, meio e centro. Na borda a concentração maior de eutético junto com a formação de grãos menores que está relacionada as altas taxas de extração de calor na parede do molde. No meio a uma região de transição que apresenta

grãos dendríticos com maior densidade do que na borda. No meio a uma homogeneidade e maior densidade da fase  $\alpha$ 1-Al.

A amostra reofundida – GISS 5s apresenta a fase primária de  $\alpha$ 1-Al de forma bem heterogênia, com alguns grãos globulares, rosetas e até mesmos grãos dendríticos. Há também pequenos grãos de fase  $\alpha$ 2-Al acompanhados da fase eutética rica em Si.

De acordo com Gu *et al.* (2023) e colaboradores, a pasta no estado semissólido pode comportar-se mais como um líquido ou mais como um sólido, dependendo da fração sólido/líquido do material injetado. A pasta obtida pelo processo GISS, que possui uma baixa fração de sólido, exibe um comportamento similar ao do líquido. Neste caso, a fase sólida de  $\alpha$ 1-Al não apresenta muita interação entre os grãos, conforme ilustrado na figura 5.28 a).

Segundo Li *et al.* (2022), em processos de injeção sob pressão, a segregação é um fenômeno difícil de eliminar, pois durante a injeção, o líquido é empurrado para as paredes da matriz, resultando na segregação do líquido. De acordo com os resultados obtidos pela análise de área do ImageJ, apresentados na figura 5,29 é possível observar esse fenômeno. Há uma concentração maior da fase eutética nas periferias e menor no centro. Próximo à parede do molde, a região de borda apresenta poucos grãos primários esféricos de  $\alpha$ 1-Al e uma predominância de grãos secundários solidificados de  $\alpha$ 2-Al, com a presença de rosetas e braços dendríticos.

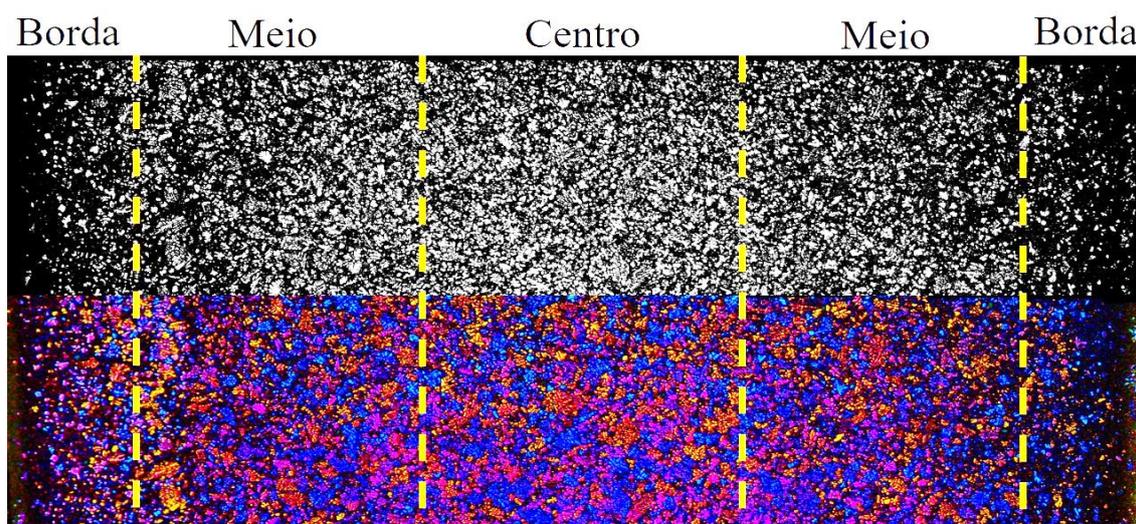


Figura 5.25 – Perfil microestrutural da amostra injetada convencionalmente.

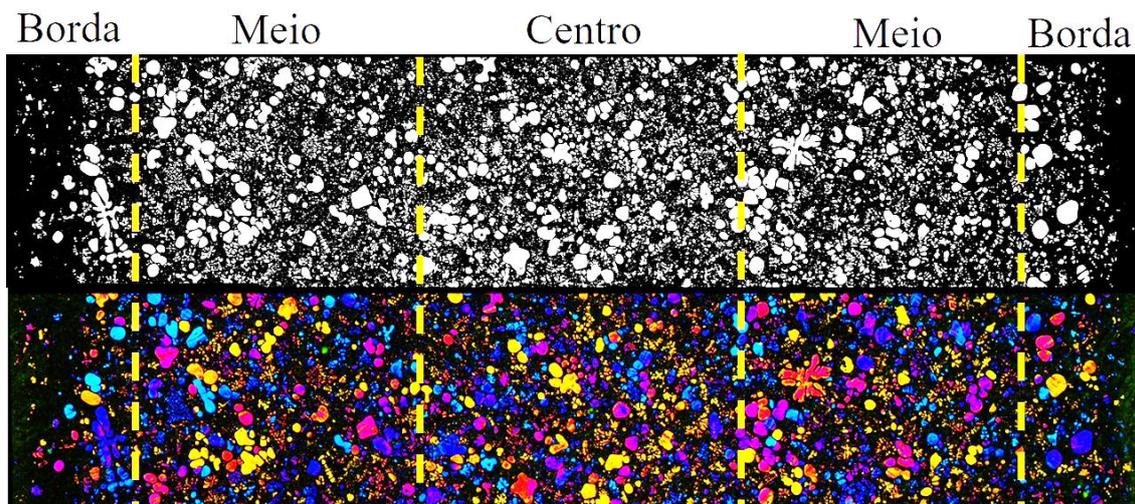


Figura 5.26 - Perfil microestrutural da amostra refundida GISS - 5s.

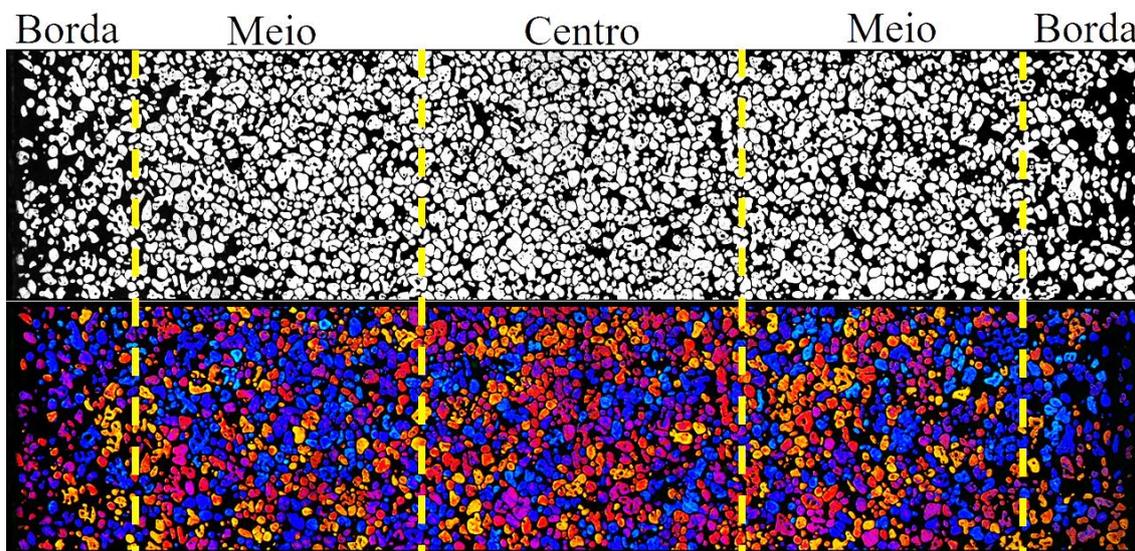


Figura 5.27 - Perfil microestrutural da amostra Tixoconformada 30s.

A menor velocidade de preenchimento dos grãos primários, devido a sua maior viscosidade, faz com que o líquido residual solidifique rapidamente na borda, resultando numa alta taxa de nucleação e em uma alta quantidade de grãos secundários nas bordas. O restante da pasta semissólida com maior concentração de grãos  $\alpha$ 1-Al, solidifica rapidamente da borda para o centro, aumentando a fração de fase primária na região do centro.

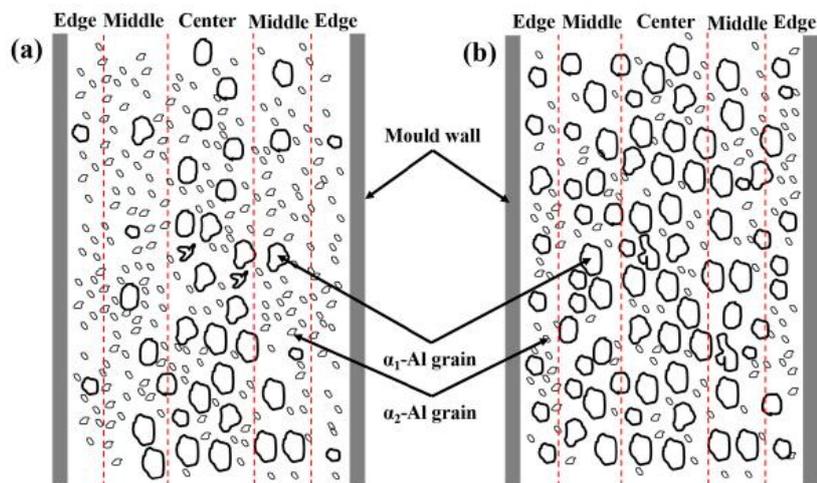


Figura 5.28 - Modelo de segregação nas amostras de reo-HPDC: (a) GISS-HPDC; (b) SEED-HPDC (GU *et al.* 2023).

A pasta obtida pelo tixoconformação tem uma maior fração de fase sólida, se comportando mais como um material no estado sólido, se comparada a amostra do GISS. Com uma microestrutura mais homogêneo de glóbulos de fase  $\alpha$ -Al envolta de uma camada mais fina de fase eutética. Com uma pequena segregação de liquido nas bordas, comum as peças injetadas

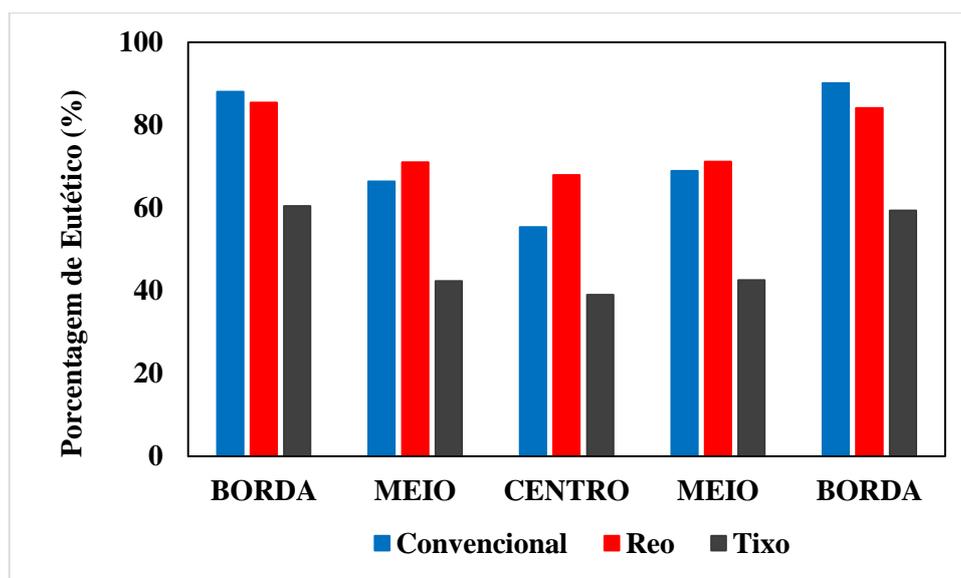


Figura 5.29 – Porcentagem de eutético dividido por regiões das amostras injetadas convencionalmente, reofundidas e tixoconformadas.

## 5.5 Propriedades mecânicas

A figura 5.25 apresenta curvas médias obtidas nos ensaios de tração realizados para as amostras injetadas, convencional, reofundidas GISS 3s e 5s e tixoconformadas 0s e 30s, com e sem o tratamento térmico T6.

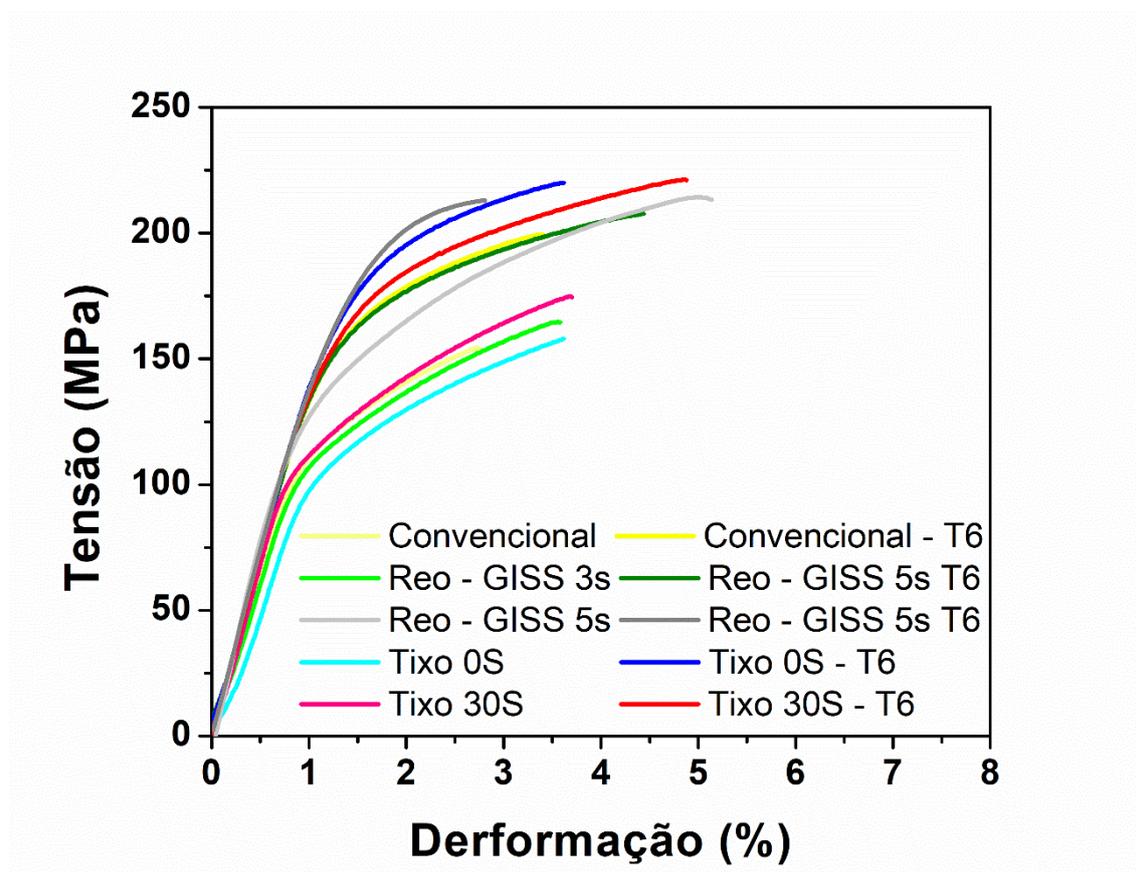


Figura 5.30 - Curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração para a Liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

A tabela 5.6 apresenta os valores médios dos dados obtidos no ensaio de tração e dureza. A figura 5.26 apresenta de forma gráfica a comparação de todos os valores do ensaio de tração. Para os corpos de prova injetados sem o tratamento térmico, é possível observar que em relação ao escoamento dessas ligas injetadas para a condição injetada convencionalmente, reofundida – GISS 3s e tixoconformada 0s tiveram valores aproximados. Em relação as condições reofundida – GISS 5s e tixoconformada 30s,

mostraram um aumento do Limite de escoamento de 10,5% e 12% respectivamente, se comparada aos dados da injetada convencionalmente.

Tabela 5.6 - Resultados dureza (HV), Limite de escoamento (LE), Resistência à tração (RT) e Alongamento AL (%) da liga 356 injetadas em diferentes condições com e sem tratamento térmico.

		<b>LE (MPa)</b>	<b>RT (MPa)</b>	<b>AL (%)</b>	<b>Dureza (HV)</b>
<b>Sem T6</b>	Convencional	113.72 ± 0.60	152.59 ± 4.47	2.79 ± 0.23	71.61 ± 2.20
	GISS 3s	112.63 ± 0.53	170.54 ± 4.34	3.93 ± 0.18	72.16 ± 0.73
	GISS 5s	125.68 ± 11.01	185.04 ± 30.3	5.01 ± 0.10	72.50 ± 0.50
	Tixo 0s	108.53 ± 2.09	162.01 ± 5.01	4.05 ± 0.19	72.77 ± 0.80
	Tixo 30s	127.45 ± 3.02	180.13 ± 3.20	4.11 ± 0.34	72.17 ± 0.70
<b>Com T6</b>	Convencional - T6	151.62 ± 8.71	190.36 ± 9.97	3.09 ± 0.31	87.93 ± 2.61
	GISS 3s - T6	157.17 ± 3.94	212.19 ± 3.86	4.50 ± 0.62	92.69 ± 2.19
	GISS 5s - T6	166,36 ± 6.34	204.9 ± 18.07	2.35 ± 0.68	90.57 ± 2.48
	Tixo 0s - T6	170.23 ± 3.53	219.96 ± 3.05	3.60 ± 0.33	87.68 ± 2.53
	Tixo 30s - T6	155.17 ± 1.51	221.28 ± 1.51	4.90 ± 0.27	95.87 ± 2.63

Em relação ao Limite de resistência à tração e ao alongamento as amostras que foram processadas no estado semissólido tiveram um melhor desempenho se comparadas aos dados da injetada convencionalmente. Com aumento do Limite de resistência à tração de 11,7%, 21,7%, 6,5%, 18,5%, para as condições reofundida – GISS 3s, reofundida – GISS 5s, tixoconformada 0s e tixoconformada 30s respectivamente, se comparadas a amostra injetada convencionalmente. Para as condições reofundida – GISS 3s, tixoconformada 0s e tixoconformada 30s a média do alongamento foi superior em 40,8%, 45% e 47,3% se comparada a injetada convencionalmente.

Mas mesmo assim as propriedades mecânicas foram superiores a injetada convencionalmente. O processamento no estado semissólido promove a mudança morfológica na fase primária rica em alumínio, mudando a estrutura dendrítica para uma estrutura globular mais homogênea junto a com diminuição da porosidade.

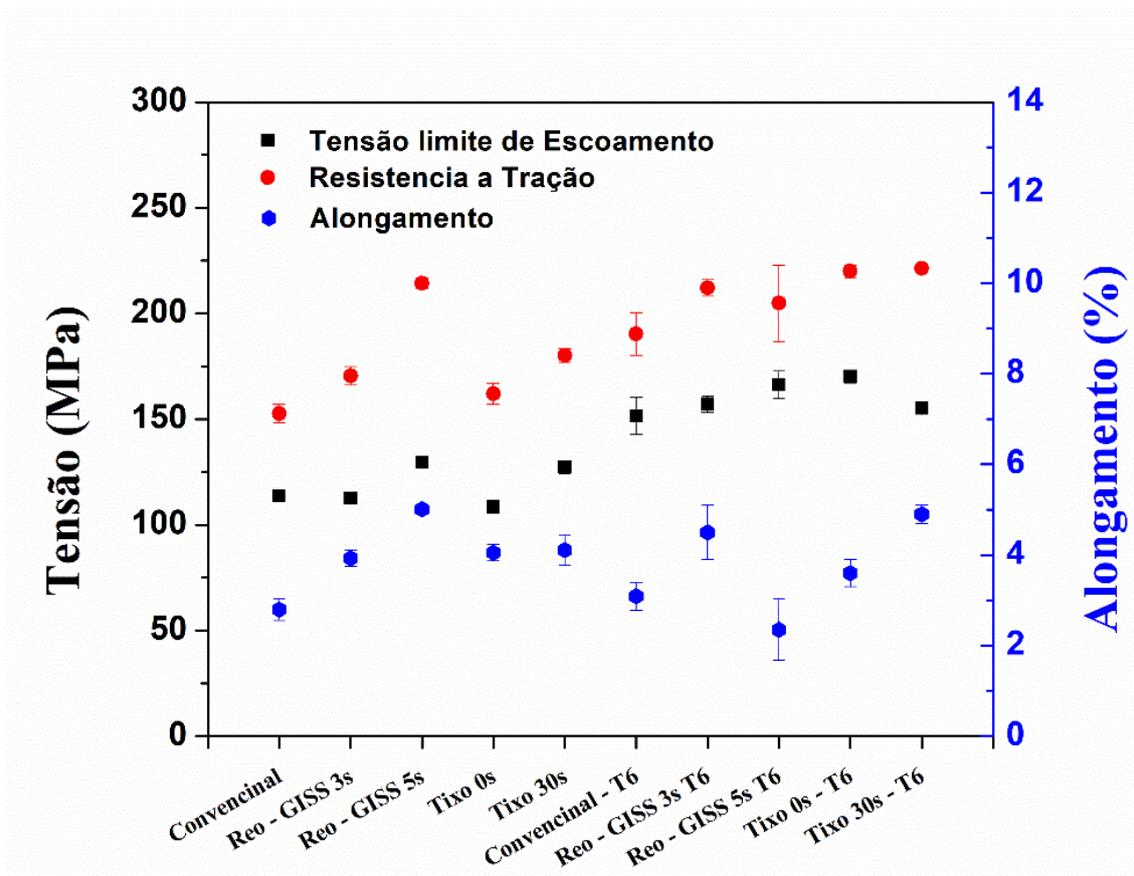


Figura 5.31 - Valores de tensão de escoamento, resistência a tração e alongamento para a liga 356 injetada em diferentes condições sem e com o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

A aplicação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), promoveu um aumento nas propriedades mecânicas das amostras injetadas para todas as condições se comparadas as amostras sem tratamento térmico, como apresentado na tabela 5.7. Isso indica a efetividade do tratamento térmico em esferoidizar a morfologia do eutético rico em silício e dissolver e homogeneizar o  $Mg_2Si$  na matriz  $\alpha$ -Al.

Como apresentado na análise da porosidade a amostra injetada convencionalmente teve uma maior porcentagem de poros no topo do corpo de prova (região 1), o que fez com que muitos corpos de prova rompessem nessa região. Mostrando que a injeção convencional por apresentar maior porosidade, mesmo que não seja na área útil do corpo de prova, influenciou diretamente nos resultados obtidos.



Figura 5.32 - Corpos de prova injetados convencionalmente que romperam na região da rosca.

Ao comparar os valores obtidos nesse trabalho com a literatura para a liga A356 tratada termicamente encontrados na tabela 5.7, é possível observar propriedades mecânicas superiores para modulo de elasticidade, resistência a tração e alongamento. Indicando que propriedades superiores ainda podem ser alcanças ao aplicar o processamento no estado semissólido com aplicação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.

Tabela 5.7 – Propriedades da liga A356 encontrada em diferentes trabalhos.

Liga	Condição	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Referencia
A356	Rheocasting - T6	234	310	13	(NADCA, 2018)
Al-7Si-0.5Mg	GISS - T6	$240 \pm 6$	$307 \pm 7$	$8.8 \pm 0.2$	(GU et al., 2022)
A356	Thixocasting - T6	228	303	12	(NADCA, 2018)

## 6 CONCLUSÃO

Através dos objetivos propostos neste trabalho de comparar de forma mais direta possível a implementação dos processamentos de reofundição e tixoconformação na fundição sob pressão para a liga 356, e mantendo-se os parâmetros de injeção, fez-se a análise da porosidade, análise microestrutural e ensaios mecânicos para as amostras sem tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), e pode se concluir que:

1. Ao comparar a implementação do processo de reofundição e tixoconformação na fundição sob pressão, o processo de reofundição GISS se mostrou mais simples de ser implementado.
2. Em relação ao controle de processo a tixoconformação apresentou parâmetros mais simples de serem controlados.
3. Os produtos injetados utilizando-se o processamento no estado semissólido foi eficiente em diminuir a porosidade, tanto para as amostras reofundidas, como para as amostras tixoconformadas.
4. O processamento no estado semissólido também promoveu uma mudança na microestrutura da fase primária Al- $\alpha$  em relação as amostras injetadas convencionalmente.
5. A aplicação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial foi capaz de mudar a morfologia do eutético rico em silício, aumentando a dureza das amostras para todas as condições.
6. O tratamento térmico também foi capaz de melhorar as propriedades mecânicas da liga 356, apresentando um aumento da tensão de escoamento, resistência a tração e alongamento. A solubilização T6 e o tratamento térmico de envelhecimento aumentaram o comportamento mecânico para a fundição sob pressão  $152 \pm 9$  MPa, para a reofundição - GISS 3s e 5s  $157 \pm 4$  e  $166 \pm 6$  MPa e para a tixoconformação em 0s e 30s  $170 \pm 3$  e  $155 \pm 1.5$  MPa para o tensão de escoamento. Em relação Limite de Resistencia a tração para a fundição sob pressão aumentou para  $190 \pm 10$  MPa, para reofundição GISS 3s e 5s  $212 \pm 4$  e  $205 \pm 8$  MPa e para tixoconformação em 0s e 30s  $2220 \pm 3$  MPa e  $221 \pm 1.5$  MPa. Em relação

ao alongamento a fundição sob pressão aumentou de  $3 \pm 0.3 \%$ , para reofundição GISS 3s e 5s  $4.5 \pm 0.6 \%$  e  $2.4 \pm 0.7 \%$  e para tixoconformação em 0s e 30s  $3.6 \pm 0.3 \%$  e  $4.9 \pm 0.2\%$ .

7. Mostrou-se que ambos os processamentos no estado semissólido geram peças com características superiores ao processamento convencional, porém os processos SSM são equivalentes entre si.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e conclusões apresentadas, sugere-se como trabalhos futuros:

- O estudo de outras propriedades mecânicas como fadiga e fratura das amostras reofundidas e tixoconformadas.
- Comparação com outras técnicas de reofundição como por exemplo o SEED, Cooling plate e etc.
- Aplicação de outras técnicas de preparação de matéria prima para a tixoconformação, como a agitação eletromagnética e o ECAP.
- Estudo de outras ligas do sistema de Al-Si + Cu e/ou Mg para a injeção convencional, reofundição e tixoconformação.

## REFERÊNCIAS

ABAL. **Associação Brasileira do Alumínio**. 2023. Disponível em: <https://abal.org.br/>. Acesso em: 15 jul. 2023.

American Society for Testing and Materials. E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 1996, 26p.

Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR15975 - Alumínio primário e de fundição - Composição química. Rio de Janeiro: ABNT, 2011. 14p.

ATKINSON, H.V.. Modelling the semisolid processing of metallic alloys. **Progress In Materials Science**, [S.L.], v. 50, n. 3, p. 341-412, mar. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.04.003>.

BONOLLO, Franco; GRAMEGNA, Nicola; TIMELLI, Giulio. High-Pressure Die-Casting: contradictions and challenges. **Jom**, [S.L.], v. 67, n. 5, p. 901-908, 27 fev. 2015. Springer Science and Business Media LLC.

BROLLO, Gabriela Lujan *et al.* An alternative method to identify critical temperatures for semisolid materials process applications using differentiation. **Thermochimica Acta.** .., p. 22-33. 16 fev. 2017.

BROLLO, Gabriela Lujan; ZOQUI, Eugênio José. Determination of the SSM Processing Window. **Solid State Phenomena.**, p. 244-249. 01 out. 2022.

BUTLER, W.A.. Die Casting (Permanent Mold). In: BUSCHOW, K.H. Jürgen *et al.* **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**. 2. ed. .: Elsevier, 2001. p. 2147-2152.

CHAVAN, Radhika; KULKARNI, P s. Die design and optimization of cooling channel position for cold chamber high pressure die casting machine. **Iop Conference Series: Materials Science and Engineering**, [S.L.], v. 810, p. 012017, 5 maio 2020. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/810/1/012017>.

DING, Rengen *et al.* Failure analysis of H13 steel die for high pressure die casting Al alloy. **Engineering Failure Analysis**. China, p. 105330-105343.jun. 2021.

FAN, Z. Semisolid metal processing. **International Materials Reviews**. p. 49-85. 2002

FERREIRA, Tiago; RASBAND, Wayne. **ImageJ User Guide**. 2023. Disponível em: <https://imagej.nih.gov/ij/docs/guide/146.html#Noteworthy>. Acesso em: 28 set. 2023.

FLEMINGS, Merton C.. Coarsening in Solidification Processing. *Materials Transactions*, [S.L.], v. 46, n. 5, p. 895-900, 2005. Japan Institute of Metals. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.46.895>.

FURLAN, Tarita Shiraishi. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. 2008. 215 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

GRAF, Alejandro. Aluminum alloys for lightweight automotive structures. In: MALLICK, P.K.. **Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles.**: Elsevier, 2020. Cap. 3. p. 97-123. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818712-8.00003-3>. Acesso em: 06 maio 2023.

GU, Guochao *et al.* Effects of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Semi-Solid Al-7Si-0.5Mg Aluminum Alloy by Gas Induced Semi-Solid Process. **Metals**, [S.L.], v. 12, n. 10, p. 1600, 25 set. 2022. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/met12101600>.

HUSAIN, N H *et al.* An overview of thixoforming process. **Iop Conference Series: Materials Science and Engineering**, [S.L.], v. 257, p. 012053, out. 2017. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/257/1/012053>.

JARFORS, Anders E. W.. A Comparison Between Semisolid Casting Methods for Aluminium Alloys. **Metals**, [S.L.], v. 10, n. 10, p. 1368, 13 out. 2020. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/met10101368>.

KANG, Ho-Jung *et al.* Effects of solution treatment temperature and time on the porosities and mechanical properties of vacuum die-casted and T6 heat-treated Al–Si–Mg alloy. **Vacuum**, [S.L.], v. 193, p. 110536, nov. 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110536>.

KRIDLI, G.T. *et al.* Manufacturing processes for light alloys. In: MALLICK, P.K.. **Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles.** .: Woodhead Publishing, 2010. Cap. 7. p. 235-274.

LASHKARI, Omid; GHOMASHCHI, Reza. The implication of rheology in semi-solid metal processes: an overview. **Journal Of Materials Processing**

**Technology**, [S.L.], v. 182, n. 1-3, p. 229-240, fev. 2007. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.08.003>.

LI, Gan *et al.* Semi-solid processing of aluminum and magnesium alloys: status, opportunity, and challenge in china. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, [S.L.], v. 31, n. 11, p. 3255-3280, nov. 2021. Elsevier BV.  
[http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326\(21\)65729-1](http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326(21)65729-1).

LONG, Alastair *et al.* Predicting die life from die temperature for high pressure dies casting aluminium alloy. **Applied Thermal Engineering.**, p. 100-107. abr. 2012.

LUMLEY, R.N.. Progress on the heat treatment of high pressure die castings. In: LUMLEY, Roger. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy**. : Woodhead Publishing, 2011. Cap. 10. p. 262-303. Disponível em:  
<https://doi.org/10.1533/9780857090256.1.262>.

MARCHIOLI, Carlos Alberto. **Influência das velocidades das fases de injeção na microestrutura e nas propriedades mecânicas de peças da liga de alumínio SAE 380 fundidas sob pressão**. 2021. 131 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciencia dos Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2021.

MODIGELL, Michael *et al.* Rheological Characterization of Semi-Solid Metals: a review. **Metals**, [S.L.], v. 8, n. 4, p. 245, 7 abr. 2018. MDPI AG.  
<http://dx.doi.org/10.3390/met8040245>.

MURRAY, M.T.; MURRAY, M.. High pressure die casting of aluminium and its alloys. In: LUMLEY, Roger. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy**. : Woodhead Publishing, 2011. Cap. 9. p. 217-261.

NADCA. **Standards for High Integrity and Structural Die Casting Process**. 7. ed.: North American Die Casting Association, 2018. 236 p.

OKAYASU, M. *et al.* Comparison of mechanical properties of die cast aluminium alloys: Cold v. Hot chamber die casting and high v. Low speed filling die casting. **International Journal Of Cast Metals Research**. p. 374-381. 18 jun. 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/174313309X380413>

OTARAWANNA, S.; GOURLAY, C. M.; LAUKLI, H. I.; DAHLE, A. K.. Microstructure Formation in AlSi4MgMn and AlMg5Si2Mn High-Pressure Die Castings. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 40, n. 7, p. 1645-1659, 28 abr. 2009. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-009-9841-1>.

OTARAWANNA, S.; DAHLE, A.K.. Casting of aluminium alloys. In: LUMLEY, Roger. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy**.: Woodhead Publishing, 2011. p. 141-154.

PRONI, Cecilia Tereza Weishaupt. **Efeito da taxa de aquecimento no desmantelamento e na globularização da microestrutura para propiciar a tixoconformação**. 2014. 176 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Materiais e Processos de Fabricação, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

SALLEH, M. S. *et al.* An Overview of Semisolid Processing of Aluminium Alloys. **Isrn Materials Science**, [S.L.], v. 2013, p. 1-9, 28 jan. 2013. Hindawi Limited. <http://dx.doi.org/10.1155/2013/679820>.

SEO, P.K.; KIM, D.u.; KANG, C.G.. The characteristics of grain size controlled microstructure and mechanical properties of Al-Si alloy by thixocasting and rheocasting process. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 162-163, p. 570-578, maio 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.197>.

SJÖLANDER, Emma; SEIFEDDINE, Salem. The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 210, n. 10, p. 1249-1259, jul. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.03.020>.

TIRYAKIOĞLU, Murat. The Effect of Hydrogen on Pore Formation in Aluminum Alloy Castings: myth versus reality. **Metals**, [S.L.], v. 10, n. 3, p. 368, 12 mar. 2020. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/met10030368>.

VINARCIK, Edward J.. **High integrity die casting processes**. New Jersey: Wiley-Interscience, 2002. 256 p

WANNASIN, Jessada; THANABUMRUNKUL, Sangop. Development of a semi-solid metal processing technique for aluminium casting applications. Songklanakarin Journal Of Science & Technology. Online, p. 215-220. mar. 2008.

YOUSEFIAN, Pedram. **Pore Formation in Aluminum Castings: Theoretical Calculations and the Extrinsic Effect of Entrained Surface Oxide Films**. 2017. 100 f. Tese (Doutorado) - Curso de Mechanical Engineering, University Of North Florida, Florida, 2017.

ZHANG, Yijie *et al.* Influence of porosity characteristics on the variability in mechanical properties of high pressure die casting (HPDC) AlSi7MgMn alloys. **Journal Of Manufacturing Processes**. United Kingdom, p. 500-509. 2020.

ZHOU, Bing *et al.* R-HPDC Process with Forced Convection Mixing Device for Automotive Part of A380 Aluminum Alloy. **Materials**, [S.L.], v. 7, n. 4, p. 3084-3105, 15 abr. 2014. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/ma7043084>.

ZOQUI, E.J. Morphological analysis of SSM Al-4.5wt.% Cu measured by the rheocast quality index. **Journal of Materials Processing Technology**, v.143-144, p.195-201, 2003.

ZOQUI, E.J.. Alloys for Semisolid Processing. In: HASHMI, Saleem *et al.* **Comprehensive Materials Processing**. 5. ed. .: Elsevier, 2014. Cap. 509. p. 163-190.

ZOQUI, Eugênio José *et al.* Thermodynamic evaluation of the thixoformability of Al–Si alloys. **Calphad**, [S.L.], v. 52, p. 98-109, mar. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2015.12.006>.