

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

JOSÉ ALEJANDRO CASTAÑEIRA ARMERO

**DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DE UM SISTEMA GISS-SQUEEZE
CASTING APLICADO NA LIGA DE ALUMÍNIO A380**

PONTA GROSSA

2025

JOSÉ ALEJANDRO CASTAÑEIRA ARMERO

**DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DE UM SISTEMA GISS-SQUEEZE
CASTING APLICADO NA LIGA DE ALUMÍNIO A380**

**Development and validation of a GISS-squeeze casting system applied to A380
aluminum alloy**

Dissertação apresentada como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica do Programa Pós-graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Orientador: Luciano Augusto Lourençato.

Coorientador: Hipólito Domingo Carvajal Fals.

PONTA GROSSA

2025



Esta licença permite download e compartilhamento do trabalho desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es), sem a possibilidade de alterá-lo ou utilizá-lo para fins comerciais. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Campus Ponta Grossa



JOSE ALEJANDRO CASTANEIRA ARMERO

DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DE UM SISTEMA GISS-SQUEEZE CASTING APLICADO NA LIGA DE ALUMÍNIO A380

Trabalho de pesquisa de mestrado apresentado como requisito para obtenção do título de Mestre Em Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). Área de concentração: Materiais E Processos De Fabricação.

Data de aprovação: 29 de Maio de 2025

Dr. Luciano Augusto Lourencato, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Eugenio Jose Zoqui, Doutorado - Universidade Estadual de Campinas (Unicamp)

Documento gerado pelo Sistema Acadêmico da UTFPR a partir dos dados da Ata de Defesa em 05/06/2025.

Dedico este trabalho com amor e carinho à minha família: minha mãe Nancy, meu pai José, meus irmãos Danilo e David, minha esposa Yarislais Fusté García e meu filho Ronaldo Alejandro, são minha fortaleza, guia e apoio. Serei sempre grato a vocês.
Muito obrigado.

AGRADECIMENTOS

Estes parágrafos talvez não contemplem todas as pessoas que foram parte fundamental desta fase significativa da minha vida. Desde já, peço desculpas àqueles que não estão mencionados, mas é importante que saibam que estão presentes em meus pensamentos e na minha gratidão.

Agradeço a Deus, à Virgem da Caridade do Cobre e à minha avó Eloisa Colomé Díaz por me concederem a fé e a força para sempre alcançar os meus objetivos.

Agradeço à minha mãe, pai, irmãos, esposa e filho por serem o motor impulsionador da minha vida.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato e ao coorientador Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals por seus conselhos, paciência e orientação, pois sem o apoio de vocês este trabalho não teria sido possível. A todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica que compartilharam suas experiências, conhecimentos e ferramentas para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço aos meus colegas do mestrado, professores, colegas de pesquisa e técnicos de laboratório da UTFPR Campus Ponta Grossa, especialmente a Eriel, Simone, Anderson e Ivanir, pelo apoio incondicional. A Secretária do Curso e ao coordenador do mestrado, Thiago Antonini, pela paciência e confiança.

Agradeço ao meu amigo Oscar Regis Junior e sua esposa pela ajuda, conselhos e apoio em todos os momentos.

Agradeço à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001, pelo apoio financeiro concedido para a realização da minha dissertação, sob o número do processo 88887.849183/2023-00 no âmbito do PDPG Consolidação Estratégica.

RESUMO

As ligas de alumínio são amplamente empregadas nos setores automotivo, aeroespacial, eletrônico e médico, devido à sua resistência, leveza e reciclabilidade. Para aprimorar as propriedades dessas ligas, a tecnologia de processamento de metais em estado semissólido é um dos processos mais utilizados e pesquisados mundialmente. Uma das vantagens desse processo é a possibilidade de reduzir defeitos superficiais, contrações e porosidades. Uma alternativa inovadora tem sido o uso do processo semissólido induzido por gás (GISS), que se baseia na refusão do material no estado semissólido, utilizando bolhas de gás inerte para agitar o material durante o processo de solidificação. O processo GISS-*squeeze casting* combina o processo GISS para obter o material no estado semissólido, seguido da fundição por compressão, o que confere melhores propriedades mecânicas. Os estudos sobre o processo GISS têm se concentrado principalmente na liga A356, demonstrando melhorias significativas na microestrutura e nas propriedades mecânicas. No entanto, a aplicação do processo GISS na liga A380 tem sido menos investigada, e a combinação desse processo com a fundição por compressão foi ainda menos analisada, devido aos desafios técnicos que requerem seu controle. Esta dissertação tem como objetivo desenvolver e avaliar, por meio da análise da microestrutura e das propriedades mecânicas, um sistema GISS-*squeeze casting* aplicado na liga de alumínio A380. Durante o processo GSC, a liga foi fundida e aquecida a 630°C, sendo posteriormente resfriada lentamente até 610°C. O difusor de grafite poroso foi rapidamente imerso, introduzindo bolhas finas de gás argônio a uma taxa de fluxo de 12 L/min por 19 segundos (aproximadamente 10% fs). O difusor foi então rapidamente removido, e 69 g de material foram vertidos em uma matriz cilíndrica de aço H13 pré-aquecida a 200°C. Em seguida, foi aplicada uma pressão de 30 segundos, resultando em um copo cônico. As amostras foram cortadas, polidas e atacadas eletroliticamente com uma solução com 4% de HBF_4 por 70 segundos, sendo então analisadas sob microscopia ótica e submetidas a testes de dureza e porosidade. Os resultados mostraram que o processo GISS se revelou sensível à variação dos parâmetros operacionais. O aumento do tempo de injeção de argônio favorece a globularização da microestrutura até 25 s, conseguindo uma redução de 54% na porosidade; tempos superiores iniciam a coalescência entre as partículas e diminuem a porosidade. O aumento do fluxo de argônio promove a redução do tamanho de grão e, de igual forma, favorece o aumento da dureza, sendo um parâmetro crucial no controle da porosidade no processo. A adição de refinadores e modificadores como Al5Ti1B + Sr não favorece o desempenho do processo GISS no refino de grão. Para a temperatura inicial de 610 °C, um fluxo de 12 L/min e tempo de injeção de 19 s, observa-se uma diminuição do tamanho de grão de 62,8% em comparação com a condição como fundida. O emprego do processo GSC reduziu a porosidade em 61,5% quando comparado ao processo SC na condição como fundida, em 70,6% com a adição de Al5Ti1B + Sr e uma redução de 78,1% em relação à aplicação isolada do GISS.

Palavras-chave: processo semissólido induzido por gás (GISS); fundição por compressão; liga alumínio A380; microestrutura; propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in the automotive, aerospace, electronics, and medical industries because of their strength, light weight, and recyclability. To enhance the properties of these alloys, the technology of semisolid metal processing is one of the most widely used and researched methods worldwide. One of the advantages of this process is the ability to reduce surface defects, shrinkage, and porosity compared to conventional casting processes. An innovative alternative has been the use of the Gas-Induced Semisolid (GISS) process, which involves re-melting the material in the semisolid state using inert gas bubbles to stir the material during the solidification process. The GISS-Squeeze Casting process combines the GISS process to obtain the material in the semisolid state, followed by squeeze casting, which provides better mechanical properties compared to conventional compression casting. Studies on the GISS process have primarily focused on the A356 alloy, showing significant improvements in microstructure and mechanical properties. However, the application of the GISS process to the A380 alloy has been less investigated, and the combination of this process with compression casting has been even less analyzed due to the technical challenges that require precise control. This dissertation aims to develop and evaluate, through the analysis of microstructure and mechanical properties, a GISS-squeeze casting system applied to the A380 aluminum alloy. During the GSC process, the alloy was melted and heated to 630°C, and then slowly cooled to 610°C. The porous graphite diffuser was quickly immersed, introducing fine argon gas bubbles at a flow rate of 12 L/min for 15 seconds (approximately 10% solid fraction). The diffuser was then quickly removed, and 69 g of material was poured into a cylindrical H13 steel mold preheated to 200°C. Subsequently, a pressure was applied for 30 seconds, resulting in a conical cup. The samples were cut, polished, and electrolytically etched with a 4% HBF₄ solution for 70 seconds, then analyzed under optical microscopy and subjected to hardness and porosity tests. The results showed that the GISS process is sensitive to changes in operational parameters. Increasing the argon injection time improves the spheroidization of the microstructure up to 25 seconds, achieving a 54% reduction in porosity. However, longer injection times lead to particle coalescence and further reduce porosity. Raising the argon flow rate decreases the grain size and also enhances hardness, making it a key parameter for controlling porosity in the process. The addition of refiners and modifiers such as Al5Ti1B + Sr does not improve the performance of the GISS process in grain refinement. For an initial temperature of 610 °C, a flow rate of 12 L/min, and an injection time of 19 seconds, a grain size reduction of 62.8% is observed compared to the as-cast condition. The use of the GSC process reduced porosity by 61.5% when compared to the SC process in the as-cast condition, by 70.6% with the addition of Al5Ti1B + Sr, and by 78.1% compared to the isolated application of GISS.

Keywords: gas-induced semisolid process (GISS); *squeeze casting*; A380 aluminum alloy; microstructure; mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama mostrando a multiplicação de dendritas	26
Figura 2 - Métodos de processamento de tixoconformação e reofusão	27
Figura 3 - Ilustração esquemática do processo de semissólido induzido por gás (GISS)	31
Figura 4 - Possíveis configurações para introduzir finas bolhas de gás durante a fundição	32
Figura 5 - Ilustração esquemática da abundante nucleação durante a solidificação no processo semissólido de formação de bolhas de gás inerte ..	32
Figura 6 - Microestruturas de amostras resfriadas após um tempo de refluxamento de: (a) 15 s, (b) 17 s, (c) 20 s e (d) 90 s	33
Figura 7 - Microestrutura das amostras: (a) como fundida a 50X, (b) como fundida a 100X, (c) processada via GISS a 50X, (d) processada via GISS a 100X	34
Figura 8 - Microestruturas de diversas ligas formadas por o processo GISS: (a) 356, (b) A380, (c) A383, (d) 5052, (e) 6061, (f) 2024, (g) 7075, (h) ZAMAK-3	35
Figura 9 - Representação: (a) esquemática das regiões dendríticas e não dendríticas e (b) uma micrografia que mostra a região de transição	36
Figura 10 - Processos de formação para GISS: (a) fundição sob pressão, (b) fundição por compressão, (c) fundição em areia e (d) reoextrusão	37
Figura 11 - Representação esquemática do processo de fundição reo-squeeze combinando	38
Figura 12 - Esquema do processo de fundição sob pressão GISS	38
Figura 13 - O sistema protético abaixo do joelho Ortho-X (as setas apontam para esses adaptadores)	40
Figura 14 - Diferentes versões de máquinas GISS: (a) portáteis, (b) semiautomático, (c) automático	41
Figura 15 - Exemplos de peças desenvolvidas pelo processo GISS via fundição sob pressão: (a) tampa do rotor, (b) adaptador de base, (c) adaptador de tubo	41
Figura 16 - Máquina comercial GISSCO, Co. Ltd	42
Figura 17 - Fluxograma das atividades desenvolvidas neste trabalho	43
Figura 18 - Programa em Python para o cálculo da massa necessária de cada liga	46
Figura 19 - Sistema utilizado para controlar a temperatura no processo	47
Figura 20 - Difusor de grafite poroso utilizado: (a) dimensões, (b) difusor usinado	52
Figura 21 - Relação entre a superfície do difusor e o volume de alumínio no cadinho (S/V) para 700 g de material	52
Figura 22 - Equipamento utilizado para injetar o gás argônio	53
Figura 23 - O equipamento utilizado para realizar o processamento GISS	54
Figura 24 - O suporte do mecanismo de elevação: (1) base do forno, (2) fixação da estrutura com a base do forno em "L", (3) fixação do tubo à base da estrutura em "C", (4) suportes da estrutura, (5) tubo de aço galvanizado, (6) suportes do mecanismo de elevação, (7) parafusos com arruelas e porcas, (8) mecanismo de elevação (9) soldagens (vermelho)	55
Figura 25 - O mecanismo de elevação usado	56
Figura 26 - O braço de suporte do difusor, (a) componentes, (b) dimensões ...	57

Figura 27 - Bloco fixador do pino da porca, (a) porca acionadora, (b) dimensões, (c) desenho 3D sólido, (d) metade do bloco instalada no pino, (e) o bloco instalado no pino	57
Figura 28 - Esquema eléctrico do equipamento para o processamento GISS ..	59
Figura 29 - Interface gráfica de usuário (GUI) para controle e automação do equipamento, realizada no programa QtDesigner.....	61
Figura 30 - IDE PyCharm 2023 com o código Python da interface gráfica.....	61
Figura 31 - Fluxograma desde a criação da interface gráfica até o controle e automação do sistema GISS via Arduino.....	62
Figura 32 - IDE de Arduino com o programa StandardFirmata modificado para o controle do processamento GISS, motores e válvula solenóide.....	62
Figura 33 - Procedimento para a obtenção de lingotes de A380 por meio do processo GISS.....	63
Figura 34 - Componentes da matriz projetados no <i>SolidWorks</i>	66
Figura 35 - Cavidade da matriz projetada para obtenção da peça, (a) dimensões da cavidade, (b) dimensões do copo, (c) modelo 3D do copo	67
Figura 36 - Obtenção da amostra utilizando o processo de fundição por compressão GISS.....	68
Figura 37 - Equipamentos utilizados para a análise metalográfica das amostras, (a) cortadeira de precisão ISOMET 4000, (b) embutidora SimpliMet XPS1, (c) politriz automática BUEHLER Vector, (d) politriz vibratória BUEHLER VibroMet 2	69
Figura 38 - Equipamento utilizado para o ataque eletrolítico com ácido fluobórico (HBF ₄).....	70
Figura 39 - Método dos interceptos de Heyn na contagem de tamanho, (a) de glóbulos, (b) de grãos	71
Figura 40 - Localização das medições de dureza Rockwell B na amostra.....	72
Figura 41 - Simulação por MEF realizada no SolidWorks da estrutura do braço: (a) malha dos elementos junto com a fixação e as cargas que a estrutura suporta, (b) tensão máxima resultante segundo o critério de Von Mises, (c) deslocamento resultante, (d) fator de segurança.....	76
Figura 42 - Programa utilizado para o controle do equipamento.....	79
Figura 43 - Imagens da liga A380 na condição como fundida (A - B), e com Al5Ti1B + Sr (C - D), via metalografia convencional e microscopia com luz polarizada respectivamente	81
Figura 44 - Imagens da liga A380 obtidas por meio do processo GISS com 4 L/min e 25 s para duas temperaturas iniciais: 605 °C (A - B) e 610 °C (C - D), obtidas por metalografia convencional e microscopia com luz polarizada, respectivamente	83
Figura 45 - Imagens da liga A380 por meio do processo GISS com 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C para diferentes tempos de injeção de: 20 s (A - B) (C - D com refinador), 25 s (E - F), 30 s (G - H) (I - J com refinador), 56 s (K - L) via metalografia convencional e microscopia com luz polarizada respectivamente	86
Figura 46 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C em diferentes vazões de gás: 4 L/min (A - B) (C - D com refinador), 6 L/min (E - F), 8 L/min (G - H) (I - J com refinador), 12 L/min (K - L) por metalografia convencional e microscopia colorida, respectivamente	90

Figura 47 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS com fluxo de 12 L/min ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme a temperatura determinada pelas técnicas: Scheil (A – B) e DSC (C – D) por metalografia convencional e microscopia colorida	93
Figura 48 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme a temperatura determinada pela técnica de Scheil, com variação do fluxo de gás: 10 L/min (A – B), 12 L/min (C – D) e 15 L/min (E – F), por meio de metalografia convencional e microscopia colorida	95
Figura 49 - Seção transversal em forma de “C” dos copos para análise das diferentes zonas microestruturais obtidas por meio dos processos: (a) SC na condição como fundida, (b) SC com adição de Al ₅ Ti ₁ B + Sr, (c) GSC com adição de Al ₅ Ti ₁ B + Sr.....	101
Figura 50 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo <i>squeeze casting</i> na condição como fundida, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada .	103
Figura 51 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo <i>squeeze casting</i> com Al ₅ Ti ₁ B + Sr, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada	104
Figura 52 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo GISS - <i>squeeze casting</i> com Al ₅ Ti ₁ B + Sr, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada .	106

LISTA DE FOTOGRAFIAS

Fotografia 1 - Forno de indução GRION e cadinho acoplado.....	47
Fotografia 2 - Prensa hidráulica de 40 toneladas utilizada para a compressão no processo de <i>squeeze casting</i>	67
Fotografia 3 - Microscópio Zeiss Axio Imager A2 utilizado para a microscopia óptica.....	70
Fotografia 4 - Ensaio para a determinação da densidade utilizando o princípio de Arquimedes	73
Fotografia 5 - Sistema mecânico para o processamento GISS.....	77
Fotografia 6 - Sistema elétrico e de controle montado dentro do gabinete do computador.....	78
Fotografia 7 - A matriz fabricada para o processo <i>squeeze casting</i> : (a) punção – cavidade – base fixa, (b) cavidade dentro da base fixa, (c) matriz montada.....	98
Fotografia 8 - A matriz montada na prensa hidráulica	99
Fotografia 9 - Copos obtidos empregando os diferentes processos: (a) SC em condição como fundida, (b) SC com Al5Ti1B + Sr, (c) GISS - <i>squeeze casting</i> com Al5Ti1B + Sr.....	100

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Diagrama de fases binário alumínio-silício	24
Gráfico 2 - Transformação esperada de líquido para sólido para as ligas (a) Al-1% em peso de Si e (b) Al-11% em peso de Si.....	29
Gráfico 3 - Transformação da fase sólida para líquida de composições de Al-X% em peso de Si em ligas de Al-Si simuladas por Thermo-Calc®	29
Gráfico 4 - Curva de temperatura em função da fração sólida para a liga A380, tanto como fundida quanto com refinador e 200 ppm de estrôncio, empregando a equação de Scheil	49
Gráfico 5 - Curvas de variação da fração sólida em relação à temperatura para a liga A380, tanto como fundida quanto com refinador e 200 ppm de estrôncio via DSC.....	50
Gráfico 6 - Tamanho de grão (μm) das amostras na condição como fundida e refinada e modificada obtido por meio da técnica de interceptos de Heyn.....	82
Gráfico 7 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS com 4 L/min e 25 s para as temperaturas iniciais 605 °C e 610 °C	84
Gráfico 8 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS com 4 L/min para diferentes tempos de injeção de argônio 20 s até 56 s com e sem Al5Ti1B + Sr	88
Gráfico 9 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS para diferentes fluxos de gás argônio 4, 6, 8 e 12 L/min com e sem Al5Ti1B + Sr	92
Gráfico 10 - Comportamento da temperatura em função do tempo durante o processo GISS para diferentes fluxos de argônio: (a) 10 L/min, (b) 12 L/min e (c) 15 L/min	96
Gráfico 11 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 na condição como fundida e após refinamento e modificação com Al5Ti1B + Sr	108
Gráfico 12 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e tempo de injeção de 25 s, para as temperaturas iniciais de 610 °C e 605 °C.....	109
Gráfico 13 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min, para os tempos de injeção de argônio de 20 até 56 segundos	109
Gráfico 14 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com tempo de injeção de 30 s, para os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr	110
Gráfico 15 - Microdureza Vickers (HV) da liga A380 obtida na condição como fundida comparada com o processo GISS para os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, sem adição de refinador.....	111
Gráfico 16 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS até 10%fs, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas DSC e Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min.....	112
Gráfico 17 - Microdureza Vickers (HV) da liga A380 obtida pelos processos SC, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr, e pelo processo GISS - <i>squeeze casting</i>	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da liga A380 principalmente usada na indústria	25
Tabela 2 - Composição química da liga A380 reciclada.....	44
Tabela 3 - Composição química e equacionamento para a produção de 700 g	45
Tabela 4 - Quantidade em massa de cada liga para a produção de 700 g	46
Tabela 5 - Parâmetros para o cálculo da temperatura para 10% e 45% fs da liga A380 pela equação de Scheil	48
Tabela 6 - Resultados de temperatura para a condição fundida e modificada com refinador e modificador, para 10% e 45% de fração sólida (fs), obtidos pelas técnicas de Scheil e DSC.....	50
Tabela 7 - Parâmetros experimentais utilizados para o processo GISS	53
Tabela 8 - Ensaio realizado utilizando o processo GISS	64
Tabela 9 - Valores de densidade utilizados para o cálculo da densidade teórica	74
Tabela 10 - Propriedades mecânicas dos materiais para aplicação do MEF	76
Tabela 11 - Valores médios de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e RQI obtidos no processo GISS com fluxo de 12 L/min, ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas de Scheil e DSC (média± desvio padrão)	93
Tabela 12 - Valores médios (± desvio padrão) de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e RQI da liga A380 processada por GISS até 10% fs conforme a técnica de Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min	97
Tabela 13 - Ensaio realizado utilizando o processo <i>squeeze casting</i> combinado com o processo GISS	99
Tabela 14 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para as condições como fundida e com adição de refinador e modificador.....	114
Tabela 15 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e tempo de injeção de 25 s, nas temperaturas iniciais de 610 °C e 605 °C.....	115
Tabela 16 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min, para os tempos de injeção de argônio de 20, 25, 30 e 56 segundos, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr	115
Tabela 17 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com tempo de injeção de 30 s, variando os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr	116
Tabela 18 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada da liga A380 obtida pelo processo GISS até 10%fs, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas DSC e Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min.....	117
Tabela 19 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculadas para a liga A380 obtida pelos processos <i>Squeeze casting</i> , nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr, e pelo processo GISS - <i>squeeze casting</i>	118

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SSM	Material semissólido
NRC	Novo Rheocasting
SLC	Fundição Sub-Liquidus
SSR	Fundição Rheo Semissólida
GISS	Processo semissólido induzido por gás
SEED	Dispositivo de equilíbrio de entalpia girada
SC	Fundição por compressão
AA	Associação do Alumínio
SSP	Processamento de semissólidos
MIT	Instituto de Tecnologia de Massachusetts
MHD	Agitação magnetohidrodinâmica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
HPDC	Fundição sob pressão convencional
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
DSC	Calorimetria diferencial exploratória
GND	Terra
MEF	Método dos elementos finitos
GUI	Interface gráfica de usuário
OFAT	Um fator de cada vez
C2MMA	Centro de caracterização multiusuário
GS	Tamanho de grão
SF	Fator de forma
RQI	Índice de qualidade Rheo
E	Empuxo
CAD	Desenho assistido por computador
DCS	Tamanho de célula dendrítica

LISTA DE SÍMBOLOS

Si	Silício
Al	Alumínio
Sr	Estrôncio
B	Boro
Ti	Titânio
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Ni	Níquel.
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Zn	Zinco
Sn	Estanho
α -Al	Fase dendrítica alumínio alfa
HBF ₄	Ácido fluobórico
wt	Porcentaje en peso
S	Superfície do difusor
V	Volume de alumínio
pH	Potencial de hidrógeno

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Objetivos	20
1.1.1	Objetivo geral	21
1.1.2	Objetivos específicos	21
1.2	Justificativa	21
2	REFERENCIAL TEÓRICO	23
2.1	Ligas de alumínio - silício	23
2.1.1	Diagrama de fases binário alumínio-silício	24
2.1.2	Liga A380	24
2.2	Processamento de metais semissólidos	25
2.2.1	Mecanismo de formação de SSM	26
2.2.2	Rotas de processamento de SSM	26
<u>2.2.2.1</u>	<u>Reprocessamento</u>	<u>28</u>
2.3	Processo semissólido induzido por gás	30
2.3.1	Possíveis configurações do sistema de injeção do processo GISS	31
2.3.2	Microestrutura ligas GISS	32
2.3.3	Processos de formação	36
<u>2.3.3.1</u>	<u>O processo de fundição por compressão</u>	<u>37</u>
<u>2.3.3.2</u>	<u>O processo de fundição sob pressão GISS</u>	<u>38</u>
2.3.4	Aplicações do processo GISS	38
<u>2.3.4.1</u>	<u>Desenvolvimento de aplicações industriais</u>	<u>40</u>
3	METODOLOGIA	43
3.1	Material e fusão	43
3.1.1	Preparação da carga de fusão	44
3.1.2	Fusão dos materiais	46
3.2	Processo semissólido	47
3.2.1	As temperaturas de liquidus e solidus e fração sólida	48
3.2.2	Processamento do GISS	51
<u>3.2.2.1</u>	<u>Difusor e gás utilizado</u>	<u>51</u>
<u>3.2.2.2</u>	<u>Parâmetros do processo GISS</u>	<u>53</u>
<u>3.2.2.3</u>	<u>Equipamento utilizado para o processamento GISS</u>	<u>53</u>
<u>3.2.2.4</u>	<u>Sistema mecânico</u>	<u>54</u>
<u>3.2.2.5</u>	<u>Sistema elétrico e de controle</u>	<u>58</u>

3.2.2.6	Software para controle e automação do equipamento	60
3.2.2.7	O processamento GISS.....	62
3.2.3	O processo de fundição por compressão GISS	65
3.2.3.1	Matriz para squeeze casting.....	65
3.2.3.2	GISS - squeeze casting.....	67
3.3	Análise microestrutural	68
3.3.1	Determinação do tamanho de grãos	70
3.4	Ensaio de dureza	72
3.5	Determinação da densidade e porosidade.....	72
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	75
4.1	Sistema GISS desenvolvido	75
4.1.1	Verificação da estrutura do braço por meio do MEF	75
4.1.2	Montagem do sistema elétrico e de controle	77
4.1.3	Programa de controle do processo GISS	78
4.2	Caracterização microestrutural do A380 na condição como fundida e refinada - modificada	79
4.3	Caracterização do A380 obtido por meio do processo GISS	82
4.3.1	Avaliação da temperatura inicial do processo GISS.....	82
4.3.2	Efeito do tempo de injeção de gás na microestrutura.....	85
4.3.3	Efeito do fluxo de argônio na microestrutura e no refinamento de grão	89
4.3.4	Comparação da microestrutura obtida ao injetar argônio até 10%fs, conforme a temperatura pelas técnicas de Scheil e DSC	92
4.4	Obtenção de um produto a partir do processo GISS integrado ao SC	98
4.5	Avaliação microestrutural da liga A380 obtida pela combinação dos processos GISS e SC	101
4.6	Análise comparativa da dureza da liga A380 processada por GISS e SC	107
4.6.1	Avaliação da dureza da liga nas condições como fundida e com tratamento de refino e modificação	107
4.6.2	Impacto da variação dos parâmetros do processo GISS na dureza da liga	108
4.6.3	Influência da combinação dos processos GISS e SC na dureza do copo produzido.....	112
4.7	Análise da densidade e porosidade da liga A380 processada	113
4.7.1	Estudo da densidade e porosidade da liga nas condições como fundida, refinada e modificada	114

4.7.2	Efeito dos parâmetros do processo GISS sobre a densidade e a formação de poros	114
5	CONCLUSÕES	119
	REFERÊNCIAS.....	122

1 INTRODUÇÃO

A cada ano, a indústria automobilística demanda componentes mais leves, resistentes e com menor custo de fabricação, portanto, a tecnologia de processamento de metais em estado semissólido (SSM) é objeto de estudo por diferentes pesquisadores em todo o mundo e é chamada de um processo que permite melhorar as propriedades das diferentes ligas de alumínio (Ji; Wang; Dong, 2022; Pei *et al.*, 2022; Shin *et al.*, 2023).

A origem do uso da tecnologia de SSM remonta à década de 1970 por Flemings no Instituto de Tecnologia de Massachusetts (Spencer; Mehrabian; Flemings, 1972). O metal em estado semissólido possui propriedades reológicas e, quando submetido a um aumento de tensão de cisalhamento, flui como um líquido e sua viscosidade diminui (Lu; Liu; Zhu, 2023).

A tecnologia de SSM aproveita as propriedades pseudoplásticas dos metais entre as fases líquida e sólida. Se compararmos as tecnologias de conformação de metais, forjamento para estado sólido e fundição para líquidos, o SSM se diferencia pela mistura de partículas sólidas globulares dispersas suspensas em um líquido que atua como matriz (Ji; Wang; Dong, 2022). É um processo pelo qual é possível reduzir a porosidade e refinar a microestrutura dos metais controlando a temperatura do metal para mantê-lo entre as linhas da fase sólida e líquida.

Para alcançar a nucleação e o crescimento da fase primária, são empregados métodos de agitação ou perturbação, resultando na fragmentação dos braços dendríticos (Khanouki, 2023). Esses métodos reduzem a presença de dendritas e favorecem a formação de uma estrutura com maior densidade, conduzindo, posteriormente, a uma morfologia globular da fase sólida, mais fina e uniforme.

O SSM é viscoso e tixotrópico e se comporta como um fluido laminar, permitindo preencher espaços estreitos (Pei *et al.*, 2022). Uma estrutura completamente esférica indica uma melhor condição semissólida (Khanouki, 2023).

Uma das vantagens do uso de metais em estado semissólido é a possibilidade de reduzir defeitos superficiais, contrações e porosidades quando comparado ao processo de fundição. As peças obtidas permitem tratamentos térmicos, boa soldabilidade e melhoria nas propriedades mecânicas. O ciclo de produção com o uso do SSM é mais curto do que a forja, e ao liberar menos calor, reduz os choques

térmicos e o consumo de energia, prolongando a vida útil das cavidades do molde (Ji; Wang; Dong, 2022; Pei *et al.*, 2022).

O processamento de materiais em estado semissólido permite a fabricação de peças com alta qualidade, a um custo muito baixo e próximas à forma final desejada (Li *et al.*, 2021; Pei *et al.*, 2022). A qualidade das peças formadas em estado semissólido é superior às peças fundidas e relativamente próxima à qualidade da injeção de plástico. Suas aplicações variam desde a indústria automobilística até equipamentos de telecomunicações, entre outros (Lu; Liu; Zhu, 2023).

Para preparar o SSM, são conhecidas duas rotas principais. Uma delas é baseada no metal sólido com fusão parcial (*tixocasting*), e a outra é no metal líquido com solidificação parcial (*rheocasting*). No *tixocasting*, o material é preparado usando uma tecnologia para obter grãos não dendríticos e, posteriormente, é reaquecido para atingir o estado semissólido e moldar a peça. No *rheocasting*, primeiro o metal é fundido e, em seguida, uma tecnologia é empregada para obter grãos globulares e moldar a peça (Jarfors, 2020; Ji; Wang; Dong, 2022; Lu; Liu; Zhu, 2023; Pei *et al.*, 2022; Thanabumrunikul *et al.*, 2023).

No *rheocasting*, vislumbra-se uma maior rentabilidade em comparação com o *tixocasting* devido à falta da necessidade de preparação especializada da matéria-prima e à capacidade de reintroduzir resíduos no processo. Devido ao seu baixo custo e alto desempenho, o *rheocasting* tem chamado a atenção das indústrias. Os custos de material no *rheocasting* são beneficiados pela possibilidade de usar diferentes tipos de ligas padrão, possibilitando amplamente o uso de ligas de alumínio nos processos atuais (Gu *et al.*, 2023; Khanouki, 2023).

As indústrias, em busca de fabricar peças de alta qualidade e econômicas, desenvolveram várias tecnologias de refusão, de acordo com JARFORS (2020), que incluem os processos *New Rheocasting* (NRC), *Sub-Liquidus Casting* (SLC), *Semisolid Rheo Casting* (SSR), *Rheo-Die Casting*, *Semisolid Gas Induction* (GISS), *Rapid-S* ou *RheoMetal* e *Swirled Enthalpy Equilibration Device* (SEED). Os mais utilizados na indústria são GISS, *RheoMetal* e SEED, diferenciando-se com base na fração sólida que entra na cavidade do molde, sendo o processo GISS o de menor valor.

As pesquisas realizadas por WANNASIN (2006) utilizaram semissólidos induzidos por gás (GISS). Ao aplicar essa técnica, é possível refinar os grãos primários e alcançar o estado semissólido do material. O método GISS utiliza a injeção de

pequenas bolhas de gás argônio de alta pureza a partir de um bocal ou difusor poroso, o que provoca a rápida extração de calor do material fundido por meio de um processo de convecção acelerada em direção ao interior. As bolhas de gás criam núcleos de forma uniforme, modificando assim a microestrutura do material (Gu *et al.*, 2022; Honarmand *et al.*, 2022; Najafi; Shabestari, 2023).

O objetivo do processo GISS é que a fração de sólido (ou seja, a porcentagem de partículas sólidas) deve ser adequada ou maior do que certo limite, para garantir uma distribuição homogênea na fundição. Inicialmente, parte-se de uma solidificação heterogênea que forma fases dendríticas próximas à haste de grafite, e os braços dendríticos são quebrados com a ajuda do gás inerte, passando a formar fases globulares (Tezgel *et al.*, 2022).

As pesquisas sobre a técnica GISS são principalmente baseadas nos parâmetros de temperatura inicial, velocidade de rotação e fluxo. No entanto, o tempo necessário para a permanência das bolhas na massa e o comportamento quando adicionamos algum elemento de liga para observar o comportamento da estrutura, bem como a influência na forma globular e no refinamento, têm sido pouco estudados (Gu *et al.*, 2022).

A técnica *squeeze casting* (SC) apresenta melhorias nas propriedades mecânicas durante o processo, minimizando a formação de óxidos. Além disso, evita a contração durante o processo de solidificação (Hao *et al.*, 2021). Este método pode modificar o tamanho do silício (Si) devido à pressão aplicada durante o processo. Isso permite a fabricação de produtos muito próximos à forma original, reduzindo custos econômicos e resíduos (Vasudevan *et al.*, 2023).

Os estudos sobre o processo GISS têm se concentrado principalmente na liga A356, demonstrando melhorias significativas na microestrutura e nas propriedades mecânicas. No entanto, a aplicação do processo GISS na liga A380 tem sido menos investigada, e a combinação desse processo com a fundição por compressão foi ainda menos analisada, devido aos desafios técnicos que requerem seu controle.

Neste trabalho, busca-se desenvolver e avaliar um sistema GISS-*squeeze casting* (GSC) aplicado na liga de alumínio A380.

1.1 Objetivos

A seguir, apresentam-se os objetivos gerais e específicos que são perseguidos neste trabalho.

1.1.1 Objetivo geral

Desenvolver e avaliar, por meio da análise da microestrutura e das propriedades mecânicas, um sistema GISS-*squeeze casting* aplicado na liga de alumínio A380.

1.1.2 Objetivos específicos

- Desenvolver uma instalação automatizada para o processo semissólido induzido por gás (GISS), garantindo controle preciso das condições operacionais.
- Analisar o comportamento dos principais parâmetros do processo GISS, como temperatura inicial, fluxo e tempo de permanência do gás, na microestrutura da liga A380.
- Projetar e fabricar a matriz para o processo de *squeeze casting*, considerando as características específicas da prensa hidráulica e o processo GISS.
- Avaliar o comportamento mecânico da liga por meio de testes de dureza, microdureza e porosidade.

1.2 Justificativa

As ligas à base de alumínio são amplamente utilizadas nas indústrias aeroespacial, automotiva, de telecomunicações e médica devido às suas excelentes propriedades, como resistência ao desgaste, baixa densidade e capacidade de reciclagem. Embora haja muitas pesquisas sobre a microestrutura e o comportamento mecânico das ligas de Al-Si, poucas ligas com alto teor de silício foram estudadas. Portanto, caracterizar ligas como a liga A380, com alto teor de silício, obtidas por meio do processo GISS, seria uma contribuição significativa para a compreensão de suas características microestruturais e propriedades mecânicas.

A técnica de *squeeze casting* envolve a solidificação sob alta pressão, combinando as vantagens da forja e da fundição sob pressão em um único processo. É um dos métodos usados para fabricar peças de Al-Si, resultando em maior integridade da estrutura e aumento da resistência.

O processo GISS é amplamente utilizado nas indústrias automotiva, de veículos pesados, militar, eletrônica e médica. Trata-se de um processo de fácil aplicação, econômico e eficiente, que envolve a injeção de pequenas bolhas de gás argônio de alta pureza no material fundido, promovendo uma rápida extração de calor

e modificando a microestrutura do material. Embora seja amplamente utilizado na conformação de ligas Al-Si, foi principalmente estudado em ligas com baixo teor de silício. Portanto, seria de grande utilidade observar seu comportamento na liga A380 e sua combinação com o processo de *squeeze casting*.

O uso de técnicas de caracterização microestrutural, juntamente com testes de dureza e porosidade, permitirá uma compreensão mais profunda do comportamento da liga A380 obtida pelo processo GISS-*squeeze casting*.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Neste capítulo, será apresentado o estado da arte referente às características das ligas alumínio - silício, seu diagrama de fase, seu comportamento no estado semissólido, rotas tecnológicas e enfatizando o processo de reprocessamento valendo-se do processo semissólido induzido por gás combinado com fundição sob compressão, características, microestrutura, propriedades e aplicações.

2.1 Ligas de alumínio - silício

Os fabricantes de automóveis procuram constantemente reduzir o peso dos motores a combustão para aumentar a eficiência no consumo de combustível e reduzir as emissões de gases poluentes na atmosfera. Para isso, tem havido uma substituição gradual do ferro fundido por ligas de Al, principalmente devido à sua alta ductilidade e reciclabilidade. No entanto, é importante notar que ainda se utiliza um revestimento de ferro fundido cinzento nas paredes dos cilindros dos blocos de motor, devido à sua maior resistência ao desgaste em comparação com as ligas de alumínio comumente usadas.

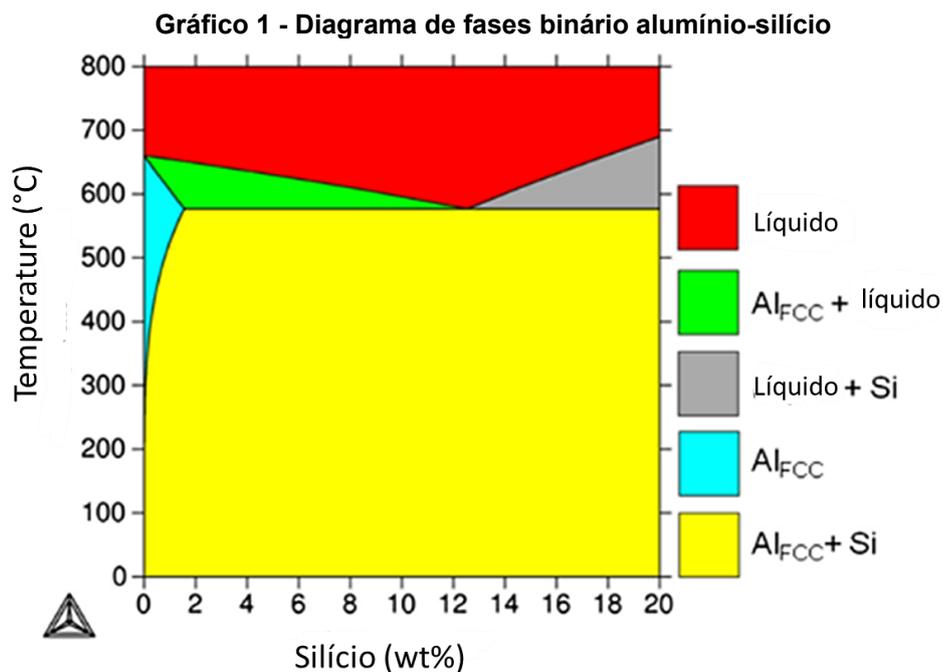
Ao adicionar alguns elementos químicos às ligas de Al, como o Si, é possível aumentar a resistência ao desgaste, porém, um teor elevado de Si pode dificultar a usinagem. Obter uma liga de Al com alto teor de Si, com pequenas partículas primárias de silício dispersas junto com outros intermetálicos, aplicar tratamentos térmicos e adotar novos processos é de grande interesse para a indústria automotiva em aplicações que exigem maior durabilidade, como blocos de cilindros e pistões (Chen; Alpas, 2008; Lozano *et al.*, 2009; Tezgel *et al.*, 2022).

As ligas de alumínio são classificadas de acordo com sua composição química pela *Aluminum Association* (AA). Elas são identificadas com quatro dígitos para aplicações mecânicas e com três dígitos para aplicações de fundição. De acordo com a porcentagem de massa de Si, eles são classificados em:

- Hipoeutéticas (0% - 10%)
- Eutéticas (11% - 13%)
- Hipereutéticas (14% - 20%)

2.1.1 Diagrama de fases binário alumínio-silício

A série de ligas sob a nomenclatura A3XX.X ocupa aproximadamente 95% do mercado de tecnologias de processamento de semissólidos (SSP). No Gráfico 1, observa-se que, à medida que a temperatura diminui, a solubilidade do Si diminui, formando partículas de Si livres. Para processos de conformação, são utilizadas composições com 0 a 1,5% em peso de Si. Para processos de fundição, é comum o uso de composições próximas à fase eutética. Ao solidificar parcialmente ou liquefazer composições com menos de 1,5% em peso de Si, podem ocorrer dificuldades no controle do processo, tornando necessário determinar a quantidade de frações sólidas e líquidas. A seleção de qualquer uma dessas ligas depende do conhecimento da transição de fase sólida para líquida (Zoqui, 2014).



Fonte: Adaptado de Zoqui (2014)

2.1.2 Liga A380

A liga A380 devido à sua composição, pode ser classificada como liga hipoeutética de alumínio-silício-cobre. É uma liga reciclada e, portanto, apresenta impurezas como Zn e Sn. A sua composição química estão apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química da liga A380 principalmente usada na indústria

Liga	Composição Química (% em peso)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Al
A380	9,5	0,9	3,0	0,4	0,5	0,3	0,4		Bal

Fonte: Concer e Marcondes (2017) e Silva *et al.* (2015)

Conforme ilustrado na Tabela 1, a elevada quantidade de Si nessas ligas resulta em melhorias nas propriedades mecânicas, tanto para o limite de elasticidade quanto para a resistência ao esforço final. Além disso, a fluidez, a dureza, a resistência ao desgaste e a contração térmica são aumentadas. A adição de Mg juntamente com Zn causa o envelhecimento em um período de 20-30 dias à temperatura ambiente. O Mg promove a resistência à corrosão. O Cu permite a ligação entre os componentes e o aumento da dureza, resistência mecânica e endurecimento devido à precipitação.

As ligas de alumínio e silício com cobre e/ou magnésio são classificadas em três tipos: Al-Si-Mg, Al-Si-Cu e Al-Si-Cu-Mg. Geralmente, seu custo é baixo e são as mais utilizadas no mercado. Ao adicionar cobre, elas podem ser tratadas termicamente, e quando combinadas com magnésio, aumentam a resistência e a dureza em altas temperaturas.

Quando o estrôncio é adicionado, ocorre uma alteração na morfologia da fase eutética do silício, levando-a a formar finas redes fibrosas (Honarmand *et al.*, 2022).

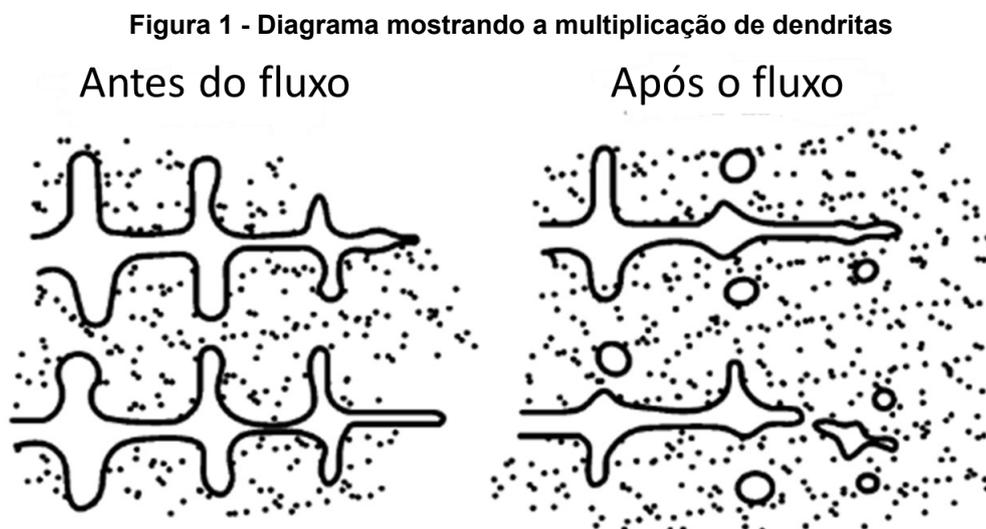
2.2 Processamento de metais semissólidos

O processamento de metais em estado semissólido (SSM) teve suas origens há mais de quatro décadas no Instituto de Tecnologia de Massachusetts (MIT), com a investigação de (Spencer; Mehrabian; Flemings, 1972). As propriedades excepcionais que o caracterizam, como a presença de uma fase sólida durante o preenchimento do molde, viscosidade mais alta e controlável, bem como menor tensão de fluxo, levaram a uma extensa pesquisa e aplicação desse processo na indústria.

Com o passar dos anos, surgiram várias técnicas para sua aplicação, como agitação mecânica, agitação magnetohidrodinâmica (MHD), fundição a baixas temperaturas e o uso de vibração ultrassônica. A aplicação de uma agitação intensa combinada com uma rápida extração de calor ligeiramente acima da temperatura líquida resultará em uma estrutura não dendrítica em apenas alguns segundos (Baygan; Gholamipour; Shahri, 2015).

2.2.1 Mecanismo de formação de SSM

Existem várias teorias propostas sobre sua formação, e uma delas descreve que a estrutura globular se forma quando, na primeira etapa, há numerosos grãos sólidos e, devido à alta densidade, esses crescem de forma não dendrítica, resultando em uma estrutura metálica. A grande quantidade de partículas sólidas é explicada pela teoria da multiplicação de grãos por fragmentação das dendritas, onde, devido à solidificação, ocorre uma fusão ou quebra, resultando na liberação dos braços dendríticos. Em seguida, esses braços desprendidos atuam como partículas de núcleo secundário, conforme observado na Figura 1 (Wannasin *et al.*, 2010).



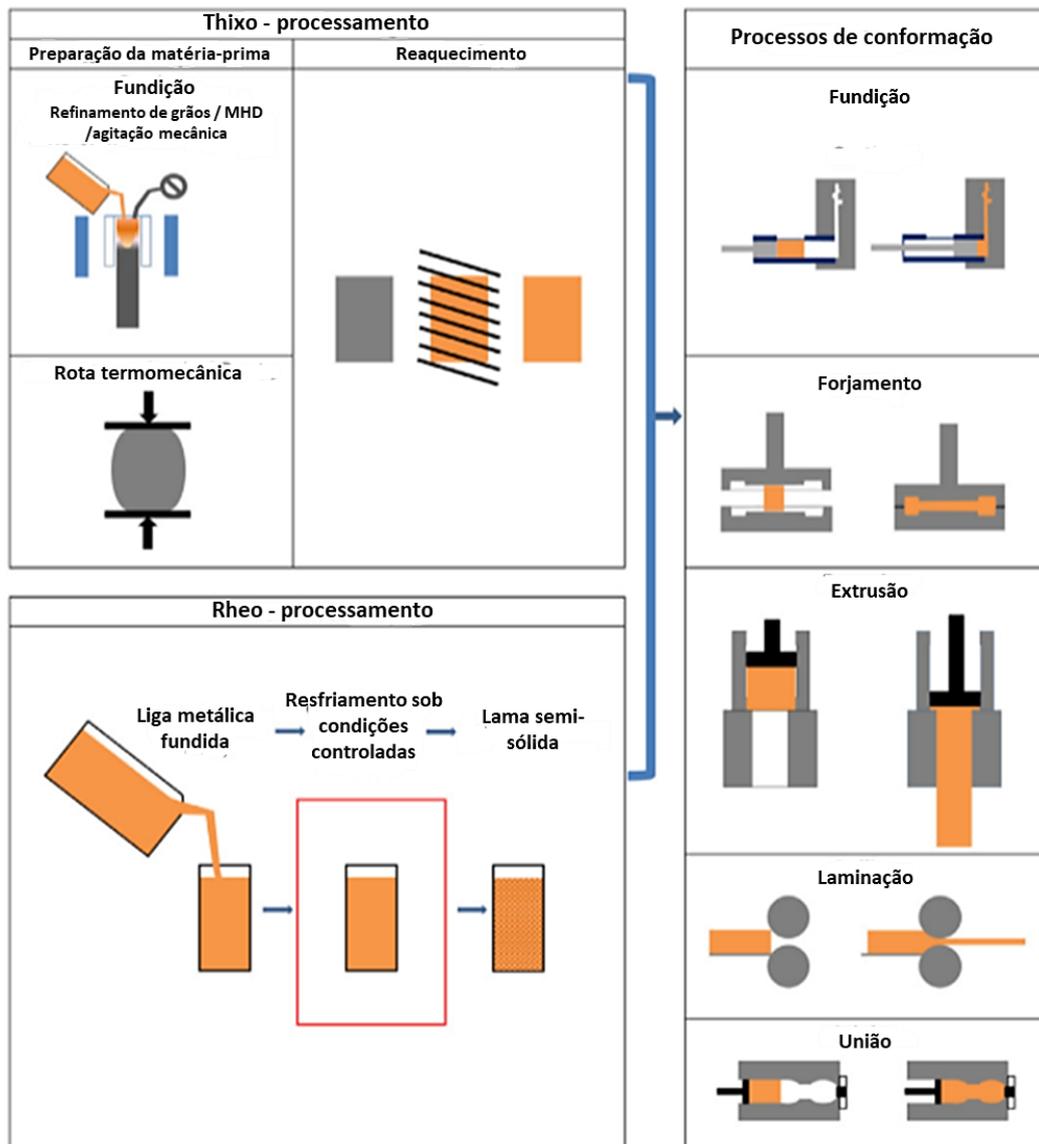
Fonte: Adaptado de Wannasin *et al.* (2010)

A formação da forma esférica, além da fragmentação do braço dendrítico, envolve um mecanismo que refunde a raiz do braço e um mecanismo de controle por meio de nucleação (Gu *et al.*, 2022).

2.2.2 Rotas de processamento de SSM

Para alcançar uma microestrutura globular, podem ser definidas quatro rotas principais de processamento: tixoconformação (*thixocasting*), reofusão (*rheocasting*), tixomoldagem e compocasting, sendo esta última aplicada a materiais compósitos (ver Figura 2). No caso das rotas de reoconformação e tixoconformação, é necessário primeiro preparar as suspensões sólidas e, em seguida, formá-las por meio de processos de fundição, forjamento, extrusão, laminação e união (Govender; Möller; Damm, 2014; Jarfors, 2022; Zanis *et al.*, 2023).

Figura 2 - Métodos de processamento de tixoconformação e reofusão



Fonte: Adaptado de Govender, Möller e Damm (2014)

No tixoprocessamento, são necessárias duas etapas. Primeiro, o material sólido é preparado e aquecido até a zona semissólida, formando uma estrutura globular para, em seguida, produzir o produto. O reprocessamento requer apenas uma etapa, na qual o metal líquido é resfriado até atingir a zona de estado semissólido sob controle para obter uma estrutura globular e conformar o material. No caso do tixomolde, é semelhante ao processo de injeção de plástico, no qual fragmentos de magnésio são cortados e aquecidos para atingir o estado semissólido, sendo posteriormente injetados em um molde (Govender; Möller; Damm, 2014; Jarfors, 2022).

2.2.2.1 Reprocessamento

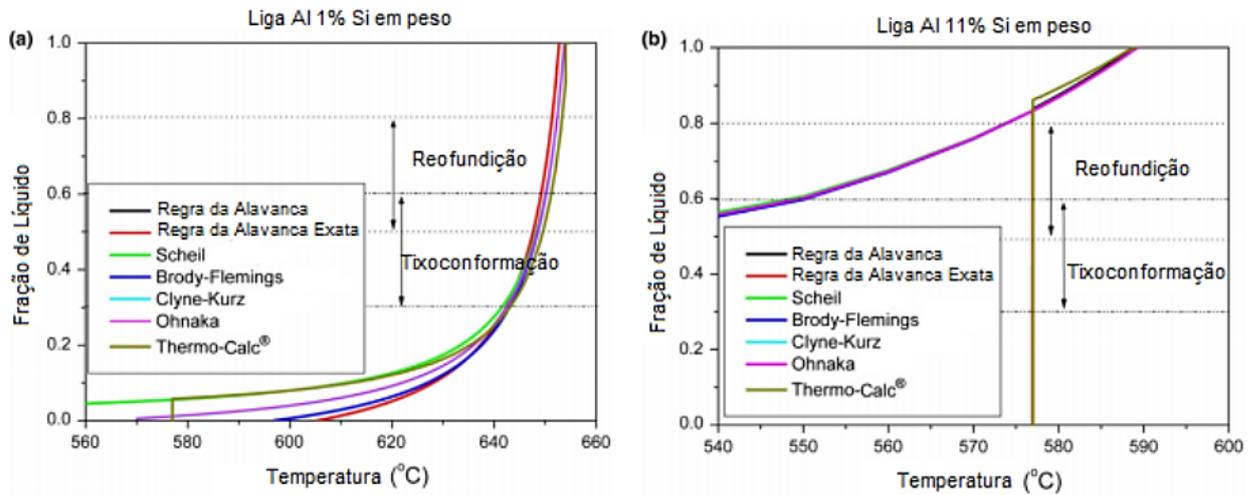
Na década de 1990, os métodos de reprocessamento começaram a ganhar destaque, especialmente quando a Hitachi apresentou sua inovadora "novo processo de fundição de metais semilíquidos" durante a Quarta Conferência Internacional sobre Processamento de Semissólidos em 1996. Desde o início dos anos 2000, novos processos foram adotados. Ao mesmo tempo, o tixoprocessamento, devido aos seus altos custos, começou a perder atratividade (Govender; Möller; Damm, 2014).

Para alcançar uma estrutura globular com distribuição uniforme de temperatura, era necessário controlar os processos de nucleação e crescimento de grãos. Esse mecanismo pode ser alcançado por meio de três métodos (Govender; Möller; Damm, 2014):

1. Nucleação
2. Nucleação e contato ativo, agitação/cisalhamento
3. Nucleação e agitação ativa sem contato

O Gráfico 2 (a) mostra as ligas que são principalmente usadas para conformação a quente. Com 1% em peso de Si, é difícil controlar as fases sólidas para líquidas, portanto, essas ligas não são adequadas para materiais semissólidos, mas sim para tixoforjamento. No Gráfico 2 (b), podemos observar as ligas de Al com 11% em peso de Si, nas quais as transformações para tixoconformação e reoconformação são mais difíceis de alcançar devido a uma faixa de processamento mais estreita. Para o caso da reofusão, a solidificação ocorre lentamente, aumentando a quantidade de sólido. Durante a transição para a temperatura eutética, as fases líquida, α e silício estão em equilíbrio. Para formar o sólido, é necessário a segregação do silício da fase α e dela mesma. Portanto, essa transformação é instável devido a uma variação na temperatura que resulta em uma alta mudança na quantidade de sólidos. Portanto, esse tipo de liga não é recomendado para tixofundição, mas sim para tixoinjeção de formas complexas (Zoqui, 2014).

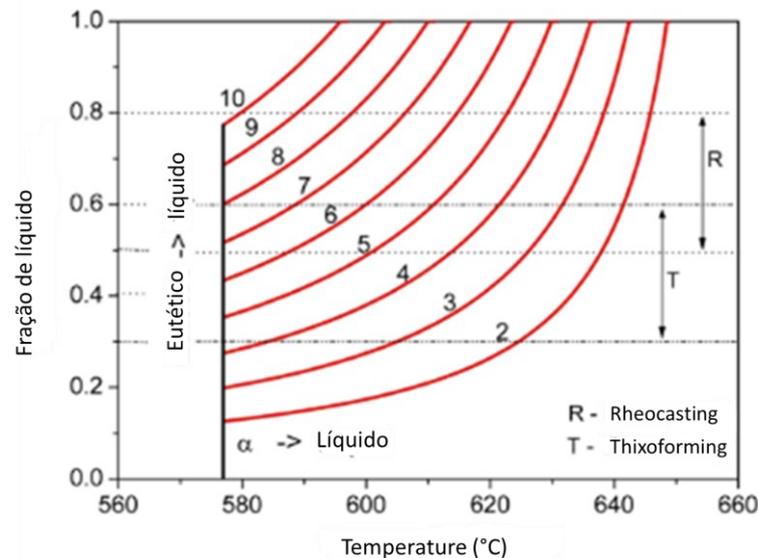
Gráfico 2 - Transformação esperada de líquido para sólido para as ligas (a) Al-1% em peso de Si e (b) Al-11% em peso de Si



Fonte: Adaptado de Zoqui (2014)

Conforme observado no Gráfico 3, as ligas de Al com 8, 9 e 10% em peso de Si apresentam uma maior quantidade de líquido devido à fusão rápida da fase eutética, o que poderia levar a um colapso do lingote e, portanto, dificuldades na obtenção do material em estado semissólido.

Gráfico 3 - Transformação da fase sólida para líquida de composições de Al-X% em peso de Si em ligas de Al-Si simuladas porThermo-Calc®



Fonte: Adaptado de Zoqui (2014)

No caso da tixoinjeção, é possível aproveitar uma maior quantidade de líquido, por isso recomendam-se ligas de alumínio com 4 a 7% em peso de Si, pois apresentam fluidez e resistência equilibradas, evitando a fusão rápida da fase eutética e facilitando a obtenção de uma microestrutura globular estável para o SSM. No entanto, o

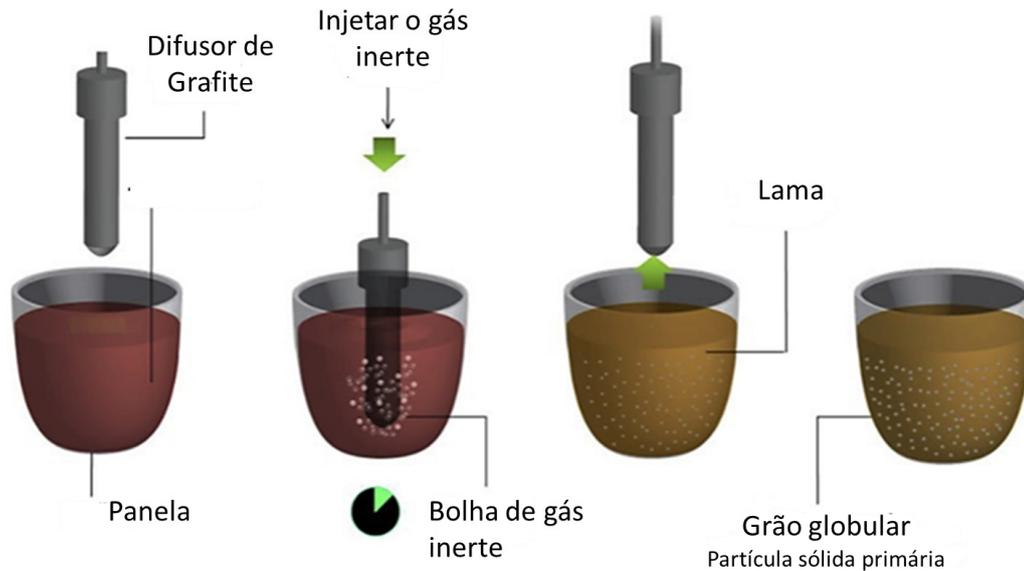
processamento de ligas hipoeutéticas em estado semissólido (SSM) ainda requer o uso de técnicas inovadoras.

2.3 Processo semissólido induzido por gás

Atualmente, muitas peças de fundição sob pressão de alumínio exigem ausência de porosidade. Entre os métodos utilizados para reduzir a porosidade de gás aprisionado estão a otimização e a aplicação de tecnologias de vácuo. No caso da porosidade de contração, o resfriamento por jato e os pinos de compressão são utilizados. No entanto, esses métodos envolvem altos custos financeiros. É aí que o processamento de estado semissólido se torna uma das técnicas empregadas para reduzir defeitos, embora ainda apresente limitações na matriz e nos equipamentos. Uma alternativa inovadora tem sido o uso do processo GISS, o que permite o uso de matrizes sem a necessidade de modificações, reduzindo os custos de produção e estendendo a vida útil dos moldes (Wannasin *et al.*, 2019).

O processo semissólido induzido por gás (GISS) foi desenvolvido em 2002 por (Wannasin; Martinez; Flemings, 2006a) no MIT. Esse processo promove uma rápida extração de calor nas etapas iniciais da solidificação, favorecendo a formação de uma microestrutura globular adequada para o processamento semissólido. Sua abordagem concentra-se na refusão do material no estado semissólido, utilizando bolhas de gás inerte para agitar o metal durante a solidificação. Um difusor de grafite é empregado para injetar as bolhas de gás em uma massa completamente fundida por alguns segundos, quebrando os braços dendríticos. Posteriormente, o difusor é removido, resultando na formação de fases globulares, conforme ilustrado na Figura 3 (Baygan; Gholamipour; Shahri, 2015; Gu *et al.*, 2022; Tezgel *et al.*, 2022).

Figura 3 - Ilustração esquemática do processo de semissólido induzido por gás (GISS)



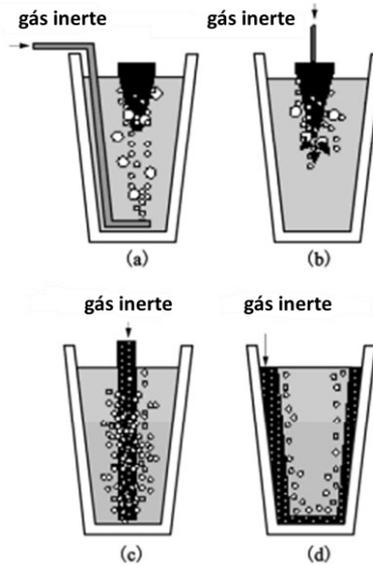
Fonte: Adaptado de Govender, Möller e Damm (2014)

Os parâmetros que podem ser modificados durante o processo GISS incluem a temperatura inicial, o tempo de injeção de bolhas, o fluxo de gás e o tempo de permanência antes do vazamento (Baygan; Gholamipour; Shahri, 2015).

2.3.1 Possíveis configurações do sistema de injeção do processo GISS

Para introduzir finas bolhas durante o processo GISS, várias configurações do sistema de injeção podem ser empregadas, como é observado na Figura 4, seja por meio da injeção de gás ou usando meios porosos. A configuração na Figura 4 (c) é a mais comum devido à sua facilidade e eficiência.

Figura 4 - Possíveis configurações para introduzir finas bolhas de gás durante a fundição

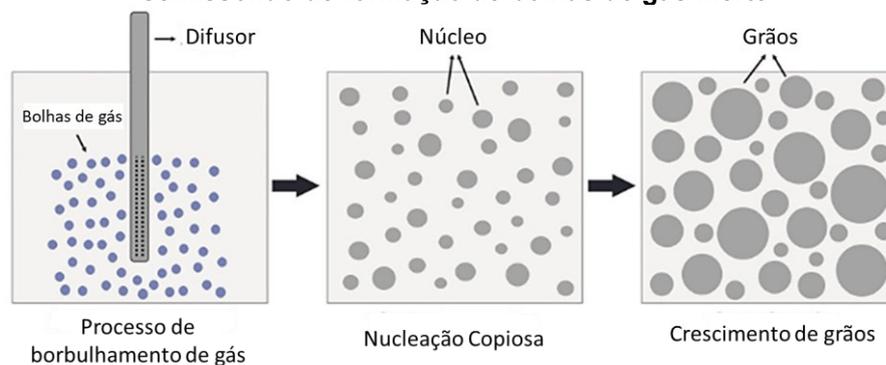


Fonte: Adaptado de Wannasin *et al.* (2010)

2.3.2 Microestrutura ligas GISS

Ao mergulhar o difusor de grafite frio na massa fundida, numerosos grãos finos com forma dendrítica se nucleiam (veja a Figura 5) e se formam nas paredes do difusor, mas o fluxo de gás os envia rapidamente de volta para o líquido, e a maioria deles se fundirá novamente em questão de segundos. Apenas algumas partículas não se fundem à massa, como se observa na Figura 6 (a) e (b). Após a diminuição da temperatura de superaquecimento, mais partículas podem se formar, como se observa na Figura 6 (c) e (d). As partículas finas eventualmente crescerão e se tornarão globulares (Wannasin *et al.*, 2010).

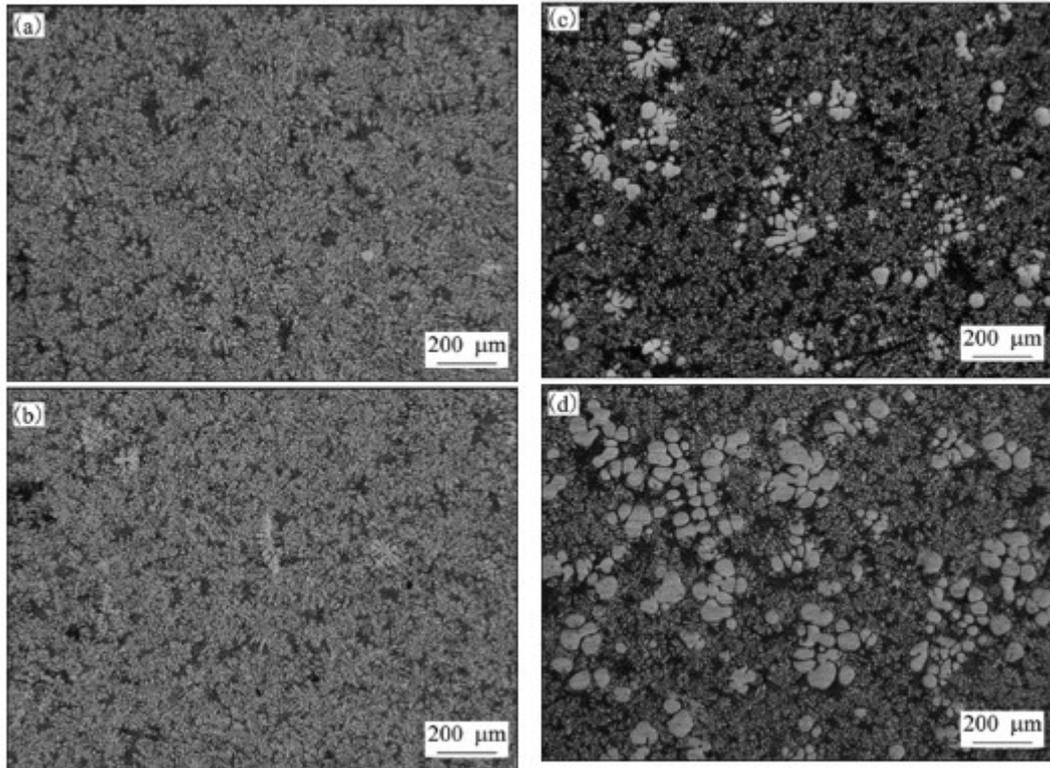
Figura 5 - Ilustração esquemática da abundante nucleação durante a solidificação no processo semissólido de formação de bolhas de gás inerte



Fonte: Adaptado de Najafi e Shabestari (2023)

Abaixo da linha de liquidus da liga, é complicado obter uma liga semissólida devido à baixa capacidade de difusão dos átomos. À medida que a temperatura de agitação aumenta, a taxa de mudança do limite se torna maior e os grãos se tornam mais grossos e se conectam entre si.

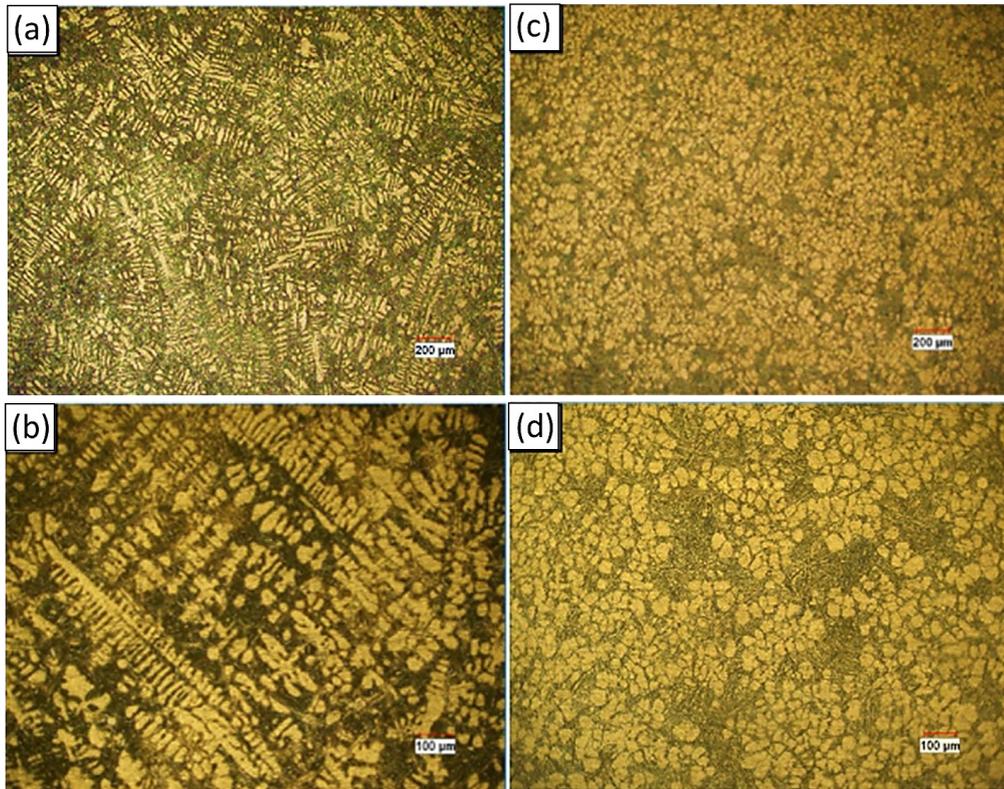
Figura 6 - Microestruturas de amostras resfriadas após um tempo de refluxamento de: (a) 15 s, (b) 17 s, (c) 20 s e (d) 90 s



Fonte: Wannasin *et al.* (2010)

No trabalho de Shabestari, Honarmand e Saghafian, (2015) é realizada uma comparação entre a microestrutura de uma amostra fundida e uma fundição por meio do processo GISS. Observa-se que a fundição convencional por vazamento possui uma grande fase dendrítica α -Al, enquanto a fundição GISS apresenta uma estrutura não dendrítica mais fina, como mostrado na Figura 7.

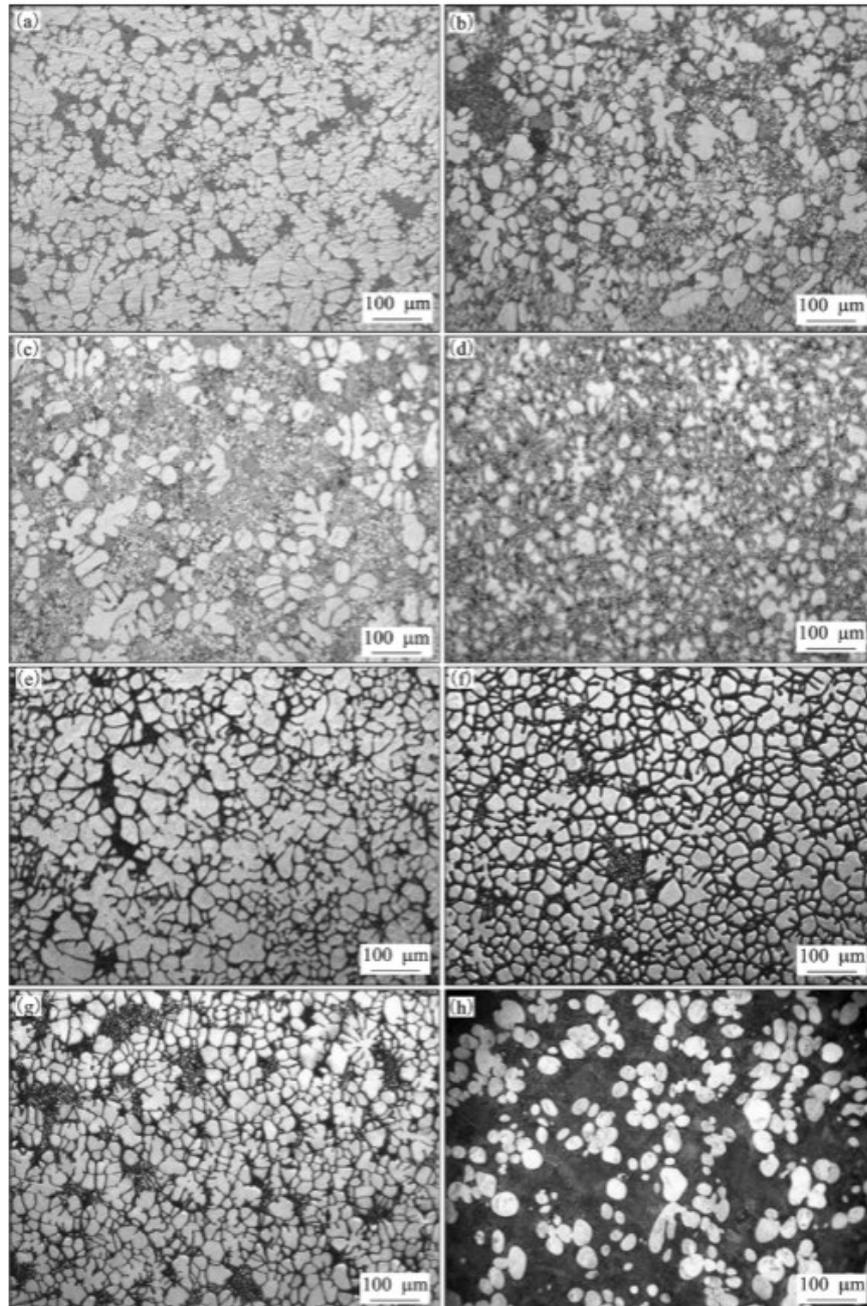
Figura 7 - Microestrutura das amostras: (a) como fundida a 50X, (b) como fundida a 100X, (c) processada via GISS a 50X, (d) processada via GISS a 100X



Fonte: Shabestari, Honarmand e Saghafian (2015)

Na Figura 8, é observado o comportamento da microestrutura de várias ligas comerciais por meio do processo GISS para ligas de alumínio forjado e ligas de zinco fundido sob pressão.

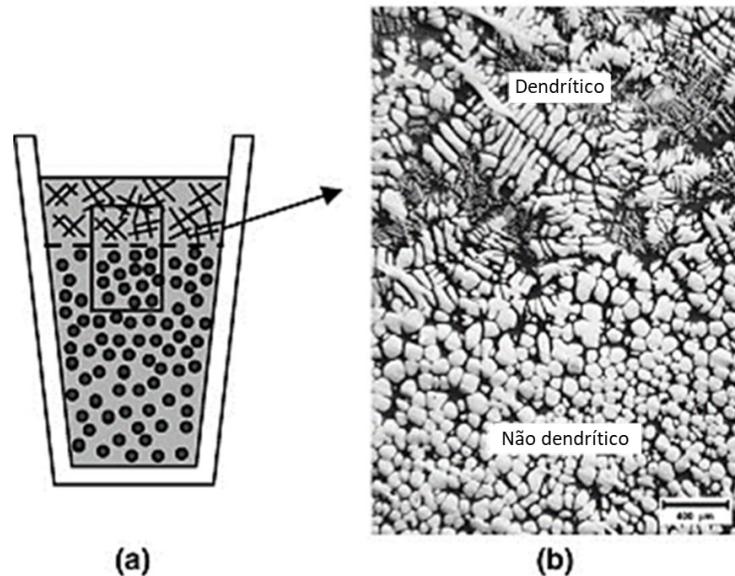
Figura 8 - Microestruturas de diversas ligas formadas por o processo GISS: (a) 356, (b) A380, (c) A383, (d) 5052, (e) 6061, (f) 2024, (g) 7075, (h) ZAMAK-3



Fonte: Wannasin *et al.* (2010)

Uma maior convecção no processo GISS e um aumento do resfriamento em uma zona específica causam uma fragmentação dendrítica com maior eficiência e mais eficácia, como ilustrado na Figura 9 (Wannasin; Martinez; Flemings, 2006b).

Figura 9 - Representação: (a) esquemática das regiões dendríticas e não dendríticas e (b) uma micrografia que mostra a região de transição

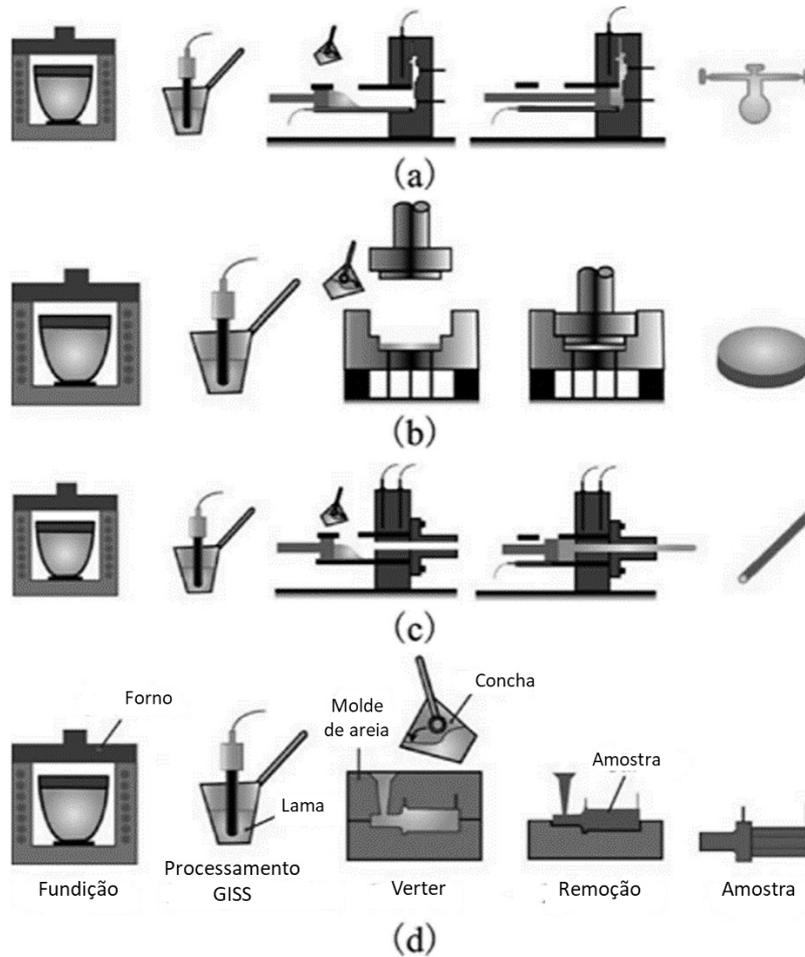


Fonte: Adaptado de Wannasin, Martinez e Flemings (2006b)

2.3.3 Processos de formação

Dentre os diferentes processos de formação desenvolvidos para preparar suspensões no processo GISS, incluem a fundição, a fundição sob pressão, a fundição por compressão, a fundição por gravidade e a reoextrusão. A Figura 10 mostra esses processos de formação. Após submergir o difusor e injetar gás por um período de 5 a 20 segundos, eles são despejados em vários orifícios, matrizes ou moldes (Shabestari; Honarmand; Saghafian, 2015; Wannasin *et al.*, 2010).

Figura 10 - Processos de formação para GISS: (a) fundição sob pressão, (b) fundição por compressão, (c) fundição em areia e (d) reoextrusão

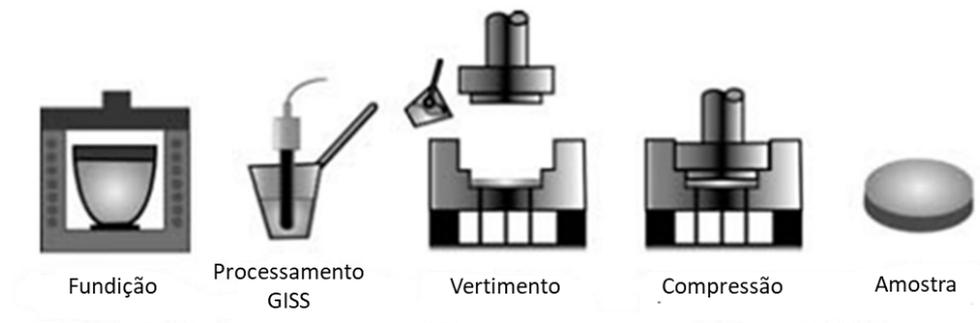


Fonte: Adaptado de Wannasin *et al.* (2010)

2.3.3.10 O processo de fundição por compressão

A fundição por compressão combina fundição e forjamento, onde a massa é inserida de forma constante e sua solidificação ocorre sob pressão aplicada. Entre as suas vantagens, estão a baixa porosidade, alta integridade e excelentes propriedades mecânicas. O processo de reo-squeeze combinando envolve a obtenção do material em estado semisólido por meio do processo GISS e, em seguida, a formação por fundição por compressão, como mostrado na Figura 11, para obter propriedades mecânicas aprimoradas em comparação com amostras de fundição por compressão convencionais. Trabalhos recentes têm confirmado que o método de reo-squeeze melhora o desempenho mecânico de vários tipos de ligas (Zhang *et al.*, 2015).

Figura 11 - Representação esquemática do processo de fundição reo-squeeze combinando

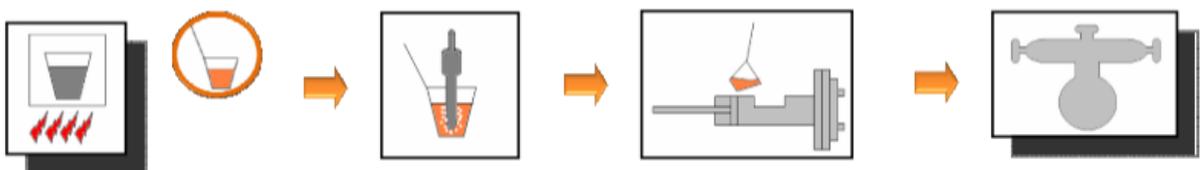


Fonte: Adaptado de Zhang et al. (2015)

2.3.3.2 O processo de fundição sob pressão GISS

No processo de fundição a pressão GISS, o equipamento e o ciclo de produção sofrem poucas modificações substanciais em comparação com a fundição a pressão convencional. A única etapa adicional ocorre durante a transferência do forno, onde um difusor de grafite é mergulhado por aproximadamente 10 segundos com o propósito de criar uma suspensão semissólida que contém uma fração sólida baixa, aproximadamente em torno de 10%. Em seguida, essa suspensão semissólida é despejada no mangote de injeção para prosseguir com a fundição a pressão, resultando na produção de uma peça fundida semissólida. O esquema desse processo pode ser observado na Figura 12 (Wannasin et al., 2008).

Figura 12 - Esquema do processo de fundição sob pressão GISS



Fonte: Wannasin et al. (2008)

2.3.4 Aplicações do processo GISS

Existem diversas aplicações nas quais o processo GISS está sendo usado, incluindo a indústria automobilística, eletrônica e medicina. No Quadro 1, são apresentadas uma compilação das características do processo e suas aplicações industriais. Um exemplo claro são os adaptadores protéticos de alumínio (Figura 13), que devem passar por tratamento térmico para obter valores elevados de resistência e, além disso, precisam estar livres de poros e a custos mais baixos (Wannasin, 2012).

Quadro 1 - Aplicações industriais do processo GISS

Processo	Aplicação
Automotor	Caixa de câmbio automático, componentes do sistema de freio, corpo da válvula, capas da corrente, carcaça do compressor, bloco do motor, cárter de óleo, carcaça da bomba, volantes, carcaça da transmissão
Eletrônica	Capas para telefones, carcaças para discos rígidos, dissipadores de calor, filtros de rádio 4G e 5G
Componentes para caminhões de serviço pesado	Caixa de câmbio para caminhão
Aplicação marítima	Ânodo de sacrifício
Componentes médicos	Prótese
Componentes militares	Placa de armadura composta fundida 7075
Esportes	Componentes para bicicletas, peças para motocicleta

Fonte: Adaptado de Jarfors (2020)

Atualmente, o processo GISS é frequentemente utilizado em produtos já existentes com o objetivo de otimizar a eficiência, reduzir custos e acelerar o ciclo de produção. Essa aplicação envolve uma comparação direta entre o desempenho do processo de fundição sob pressão convencional HPDC e o processo GISS para materiais fundidos HPDC. Normalmente, a porosidade é a principal causa de rejeição em HPDC, e o processo GISS geralmente reduz essa porosidade de 30% para 5%. Além disso, como é comum em processos semissólidos, a carga térmica no molde é reduzida (Jarfors, 2022; Wannasin *et al.*, 2019).

Do ponto de vista da gestão de moldes, isso oferece várias vantagens destacadas, onde primeiro benefício reside na considerável extensão da vida útil do molde, o processo GISS demonstrou ser capaz de prolongá-la até quatro vezes mais, excedendo 400 000 ciclos de produção. Além disso, o processo GISS demonstrou ser capaz de reduzir o tempo de ciclo em 20% devido à diminuição da carga térmica. Isso, por sua vez, permite a redução do uso de agentes de lubrificação/desmoldagem no molde em até 40%, resultando em tempos de pulverização mais curtos. No que diz respeito à solidificação, o tempo de resfriamento do tarugo também é reduzido, encurtando o tempo de ação no ciclo de disparo de forma global (Jarfors, 2022; Wannasin *et al.*, 2019).

Figura 13 - O sistema protético abaixo do joelho Ortho-X (as setas apontam para esses adaptadores)



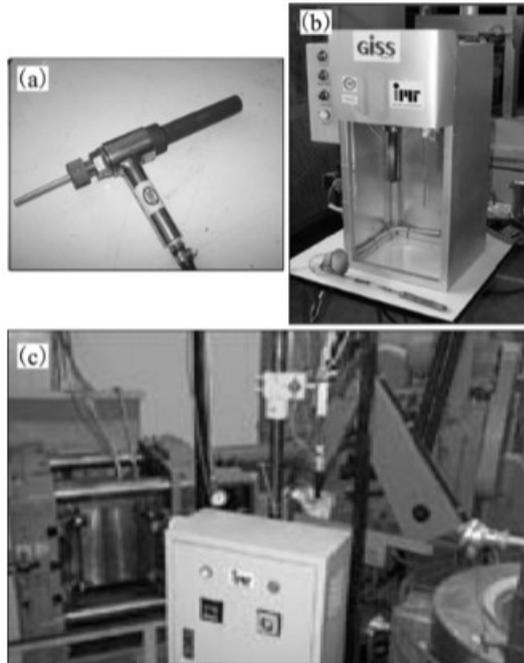
Fonte: Wannasin (2012)

2.3.4.1 Desenvolvimento de aplicações industriais

O desenvolvimento industrial do processo GISS está focado na fabricação de máquinas. As primeiras versões incluíam um difusor de granito portátil para ser usado em experimentos de laboratório (Figura 14 a). Posteriormente, surgiu uma máquina semiautomática (Figura 14 b) na qual era possível controlar com mais precisão as frações sólidas a serem produzidas, mas ainda exigia que o serviço e o despejo fossem feitos manualmente. Atualmente, existe a versão automática (Figura 14 c), que é usada em conjunto com uma máquina de fundição sob pressão.

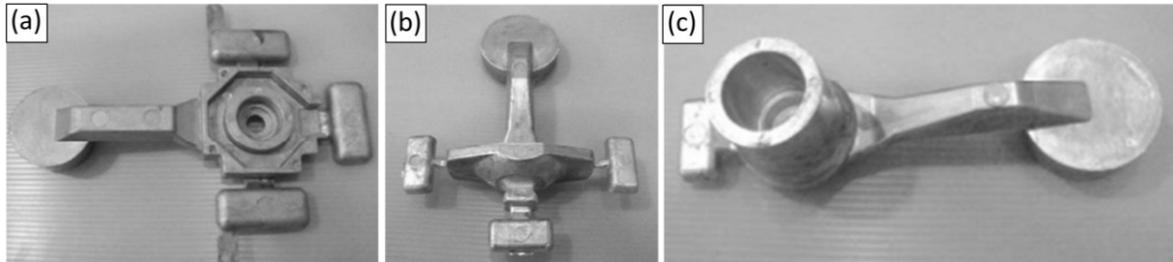
A empresa GISSCO, Co. Ltd atualmente comercializa peças utilizando o processo GISS. Na Figura 15, podem ser observadas algumas dessas peças fabricadas, como adaptadores e rotores de automóveis. A Figura 16 mostra a máquina que a empresa utiliza para o processo de fundição.

Figura 14 - Diferentes versões de máquinas GISS: (a) portáteis, (b) semiautomático, (c) automático



Fonte: Wannasin *et al.* (2010)

Figura 15 - Exemplos de peças desenvolvidas pelo processo GISS via fundição sob pressão: (a) tampa do rotor, (b) adaptador de base, (c) adaptador de tubo



Fonte: Wannasin *et al.* (2010)

No processo GISS ao regular tanto a fração sólida quanto a velocidade do fluxo, é possível reduzir consideravelmente a porosidade do gás aprisionado. Uma vez que a suspensão tenha preenchido a cavidade do molde, essas partículas sólidas crescerão espontaneamente para ocupar todo o espaço na cavidade do molde. Isso leva a uma redução significativa da porosidade devido à contração. Como resultado, obtém-se uma taxa de rejeição menor e maior qualidade nas peças fabricadas. Um menor conteúdo de calor na suspensão permite a solidificação mais rápida das peças fundidas, o que, por sua vez, reduz o tempo necessário para fechar o molde. Além disso, é necessário menos tempo para resfriar o molde por meio de pulverização e insuflação de ar (Wannasin *et al.*, 2019).

Figura 16 - Máquina comercial GISSCO, Co. Ltd



Fonte: Wannasin et al. (2019)

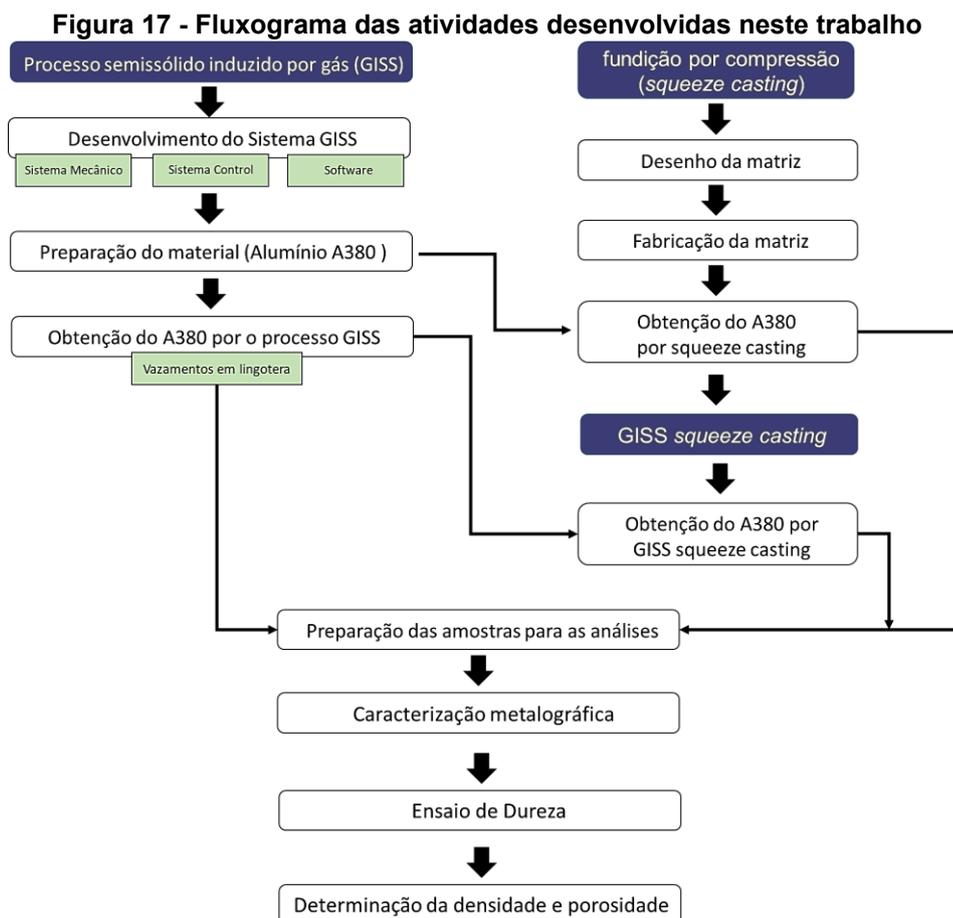
Para melhorar a qualidade da massa fundida de alumínio, é essencial eliminar não apenas inclusões não metálicas e hidrogênio, mas também álcalis dissolvidos como sódio e cálcio. Para aumentar a eficácia desse processo, utiliza-se a desgaseificação rotativa em combinação com um tratamento de flotação empregando vários fluxos. Esses fluxos são fornecidos por meio de um gás de purga, seja nitrogênio ou argônio. O fundente deve ter uma estrutura granular que flua e se funda somente após entrar em contato com a liga fundida (Czerwinski, 2017).

Dentro dos parâmetros críticos do processo GISS, a taxa de fluxo de gás inerte tem o impacto mais significativo no tamanho do grão (Abdi; Shabestari, 2019).

À medida que o fluxo de gás inerte é aumentado, a nucleação heterogênea induzida pelas bolhas de gás e o efeito de fragmentação das dendritas são reforçados. Como resultado, uma maior densidade de partículas sólidas é gerada. O tamanho médio das partículas e o fator de forma médio das partículas sólidas diminuem à medida que a taxa de resfriamento aumenta. No entanto, devido à diminuição do tempo de agitação, as partículas sólidas tendem a aglomerar e agrupar, o que resulta na redução do fator de forma das partículas sólidas. A razão principal para isso é que o efeito de fragmentação das dendritas pode ser intensificado com o aumento da velocidade de rotação, resultando na formação de mais partículas sólidas. O aumento da velocidade de rotação aumenta a probabilidade de sinterização e coalescência, levando a uma tendência inicial de redução seguida de aumento na densidade das partículas sólidas (Xu et al., 2013).

3 METODOLOGIA

Neste capítulo, busca-se apresentar os materiais utilizados, a análise de sua composição química e a descrição do processo GISS, que emprega a técnica de fundição por compressão com controle preciso de temperatura. São identificados os intervalos de transição do estado líquido para sólido desses materiais, bem como os principais parâmetros do processo, os equipamentos utilizados e os sistemas mecânicos, elétricos e de *software* que o compõem. Além disso, detalham-se as análises microestruturais realizadas e a caracterização das propriedades mecânicas por meio de ensaios de dureza e porosidade nas amostras obtidas. No fluxograma apresentado na Figura 17, são ilustradas as atividades a serem desenvolvidas neste trabalho.



Fonte: Autoria própria (2025)

3.1 Material e fusão

Para o processamento GISS, utilizou-se como matriz a liga de alumínio A380. A Tabela 2 apresenta a composição química (% em peso) dos elementos constituintes

da liga, sendo principalmente silício (Si), cobre (Cu) e zinco (Zn), cuja influência nas propriedades mecânicas foi analisada na seção teórica do tópico 2.1.2. Os lingotes utilizados são provenientes de reciclagem em pallets, pesando aproximadamente 7 kg e distribuídos em barras de 1 m, sendo posteriormente cortados em tamanhos menores para facilitar o transporte e a inserção no cadinho para fusão.

Tabela 2 - Composição química da liga A380 reciclada

Liga	Composição Química (% em peso)												
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Cr	Pb	Ti	Sr	Ca	Al
A380	8,159	0,786	3,281	0,139	0,068	0,197	2,961	0,017	0,183	0,082	0,001	0,002	Bal

Fonte: Arendarchuck (2022)

Para refinar a fase Al- α em ligas de alumínio com alto teor de silício (8-9% Si), adiciona-se 0,2 wt% de Ti à liga. Diferentes estudos indicam que a eficiência do refinamento é alcançada com valores entre 0,15 e 0,2 wt% de Ti. Uma quantidade maior pode levar à formação de partículas secundárias indesejadas devido ao excesso de Ti, afetando negativamente as propriedades mecânicas. Por outro lado, uma quantidade menor pode não gerar um número adequado de partículas nucleantes (Arendarchuck, 2022; Ferreira, 2017; Lourençato, 2008).

Foram adicionados 200 ppm (0,02 wt%) de Sr à liga para modificar a fase eutética Al-Si, reduzindo o tamanho das grandes placas de silício (Si) e, conseqüentemente, melhorando as propriedades mecânicas do material obtido (Arendarchuck, 2022; Ferreira, 2017).

O refinador e o modificador foram obtidos a partir da liga refinadora Al-5Ti-1B, com composição química de 94 wt% Al, 5 wt% Ti e 1 wt% B, e da liga 90Al-10Sr, com composição química de 90 wt% Al e 10 wt% Sr, ambas em forma de varetas com aproximadamente 1 m de comprimento, sendo seccionadas em pequenas partículas para facilitar a inserção no metal fundido.

3.1.1 Preparação da carga de fusão

Para a inserção no banho de metal fundido, tanto o modificador quanto o refinador foram envolvidos separadamente, formando cápsulas de papel alumínio com aproximadamente 1 cm³. Essas cápsulas foram pré-aquecidas a 200 °C em um forno elétrico modelo TYFSF WGL-230B. O pré-aquecimento foi realizado para permitir sua inserção no alumínio fundido sem risco de contaminação por impurezas que poderiam causar porosidades ou trincas no material, além de garantir a uniformidade térmica

das cápsulas e prevenir problemas relacionados a variações significativas de temperatura (Arendarchuck, 2022).

Para obter a configuração da liga com a composição química desejada, foi necessário realizar um balanço de massas entre a liga matriz A380, a liga refinadora Al-5Ti-1B e a liga modificadora 90Al-10Sr. Considerando a composição dessas ligas, foi realizado um equacionamento para determinar a quantidade exata de material necessária para atingir a configuração desejada. A equação foi baseada na composição química de Ti e Sr presentes nessas ligas comerciais e na concentração final desejada, conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química e equacionamento para a produção de 700 g

Ligas	Ti [wt%]	Sr [wt%]	Peso [g]
A380	0,082	0,001	x
Al5Ti1B	4,88	-	y
90Al-10Sr	-	10	z
Meta	0,2	0,02 + 0,001	700

Fonte: Autoria própria (2025)

A seguir, são apresentadas as equações utilizadas para obter a quantidade necessária de Ti e Sr para uma carga de fusão de 700 g. A massa da liga A380 é representada por "x", "y" representa a liga Al-5Ti-1B e "z" representa a liga 90Al-10Sr. A Equação 3.1 é utilizada para o cálculo da massa total, enquanto as Equações 3.2 e 3.3 são empregadas para o cálculo do percentual de titânio e estrôncio respectivamente. Considera-se o percentual de cada liga e a meta a ser alcançada, tendo em vista que, nessa condição, obtêm-se as melhores propriedades mecânicas.

$$x + y + z = 700g \quad (3.1)$$

$$0,0488y = 0,002 * 700g \quad (3.2)$$

$$0,00001x + 0,1z = 0,00021 * 700g \quad (3.3)$$

Como as equações representam um sistema de equações com 3 variáveis, sua solução é difícil de realizar manualmente. Portanto, foi desenvolvido um programa em Python utilizando a biblioteca sympy, que permite obter rapidamente os resultados, conforme ilustrado na Figura 18.

Figura 18 - Programa em Python para o cálculo da massa necessária de cada liga

```

1  from sympy import symbols, Eq, solve
2
3  # Definir as variáveis
4  x, y, z = symbols('x y z')
5
6  # Definir as equações
7  eq1 = Eq(x + y + z, rhs: 700)
8  eq2 = Eq(0.0488 * y, 0.002 * 700)
9  eq3 = Eq(0.00001 * x + 0.1 * z, 0.00021 * 700)
10
11 # Resolver o sistema de equações
12 solution_four_vars = solve(f: (eq1, eq2, eq3), *symbols: (x, y, z))
13
14 print(solution_four_vars)

```

D:\qt\venv\Scripts\python.exe "C:\Users\JACA\AppData\Roaming\JetBrains\PyCharm\bin\python.exe" {x: 669.908466256462, y: 28.6885245901639, z: 1.40300915337435}

Fonte: Autoria própria (2025)

A Tabela 4 apresenta a quantidade necessária em massa de cada liga para compor a liga utilizada no processamento GISS.

Tabela 4 - Quantidade em massa de cada liga para a produção de 700 g

Condição	A380 (g)	Refinador (g)	Modificador (g)
Como Fundida	700	-	-
Modificada	669,9	28,7	1,4

Fonte: Autoria própria (2025)

3.1.2 Fusão dos materiais

As ligas foram fundidas no laboratório de conformação da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR), Campus Ponta Grossa. Foi utilizado um forno de indução modelo GRION, com 35 kW de potência, cujo cadinho possui capacidade para 2,3 kg de alumínio e atinge uma temperatura de fusão de 750 °C (veja a Fotografia 1).

O controle de temperatura foi realizado utilizando o sistema de aquisição de dados DAQ970A da Keysight, que inclui dois multiplexadores com 20 canais cada. Foram utilizados dois termopares tipo K (Cromel-Alumel), que mediram a temperatura dentro do forno em diferentes níveis.

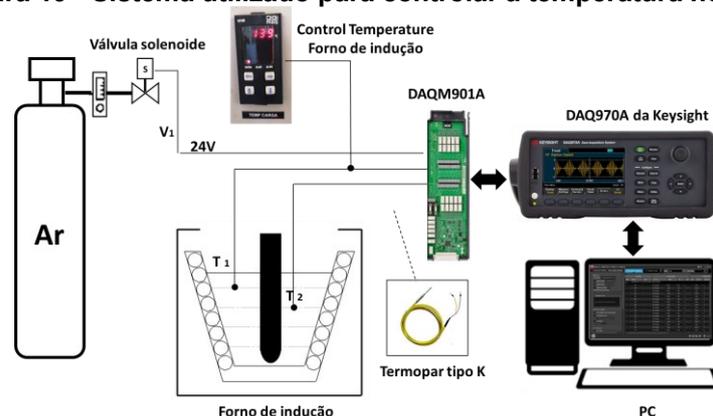
Fotografia 1 - Forno de indução GRION e cadinho acoplado



Fonte: Autoria própria (2025)

Os valores de temperatura obtidos foram armazenados no computador e plotados em um gráfico de temperatura em função do tempo. Além disso, foi medida a abertura e o fechamento da válvula solenoide do gás argônio por meio da tensão de saída (24 V), conforme mostrado na Figura 19. Empregando esse sistema de controle de temperatura, é possível saber exatamente o instante em que a válvula é aberta e o gás é injetado, bem como a temperatura em que o alumínio se encontra no início do processo e a temperatura exata em que a lança de grafite foi retirada, encerrando o processo, possibilitando assim a reprodutibilidade precisa dos experimentos.

Figura 19 - Sistema utilizado para controlar a temperatura no processo



Fonte: Autoria própria (2025)

3.2 Processo semissólido

No processo GISS, o estado semissólido é alcançado injetando bolhas finas de gás na massa fundida por meio de um difusor, a uma temperatura entre 10 e 20 °C

acima da temperatura de transformação para a fase líquida do material. As bolhas de gás criam núcleos de forma uniforme, resultando no crescimento de grãos.

3.2.1 As temperaturas de liquidus e solidus e fração sólida

As temperaturas sólida e líquida e a fração sólida da liga A380 foram obtidas e analisadas por meio do trabalho de Ferreira (2017), cujos resultados fazem parte do nosso grupo de pesquisa. Para isso, foram utilizadas duas técnicas: o método experimental via DSC e o método teórico, empregando a equação de Scheil.

A Equação 3.4 mostra a equação de Scheil em termos de temperatura, onde f_s é a fração sólida, T_f é a temperatura de fusão, T é a temperatura de trabalho, k é o coeficiente de segregação e T_{liq} é a temperatura de liquidus.

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (3.4)$$

Se conhecendo que o percentual de fração sólida (f_s) necessário para o processo GISS é de 10% e 45%, podemos rearranjar a Equação 3.4, obtendo a Equação 3.5, que permite calcular a temperatura em que se alcança essa condição.

$$T = T_f - (T_f - T_{liq}) \times (1 - f_s)^{k-1} \quad (3.5)$$

A partir dos dados obtidos de temperatura pelo ensaio de DSC, foi possível calcular, utilizando a Equação 3.5, a temperatura correspondente a uma fração sólida de 10% e 45%. Os parâmetros utilizados para o cálculo estão mostrados na Tabela 5, juntamente com os resultados obtidos para as condições como fundida e refinada, com 200 ppm de Sr. Segundo Ferreira (2017), observa-se que, ao adicionar elementos refinadores e Sr à liga em estado como fundida, não ocorre uma mudança significativa na temperatura.

Tabela 5 - Parâmetros para o cálculo da temperatura para 10% e 45% f_s da liga A380 pela equação de Scheil

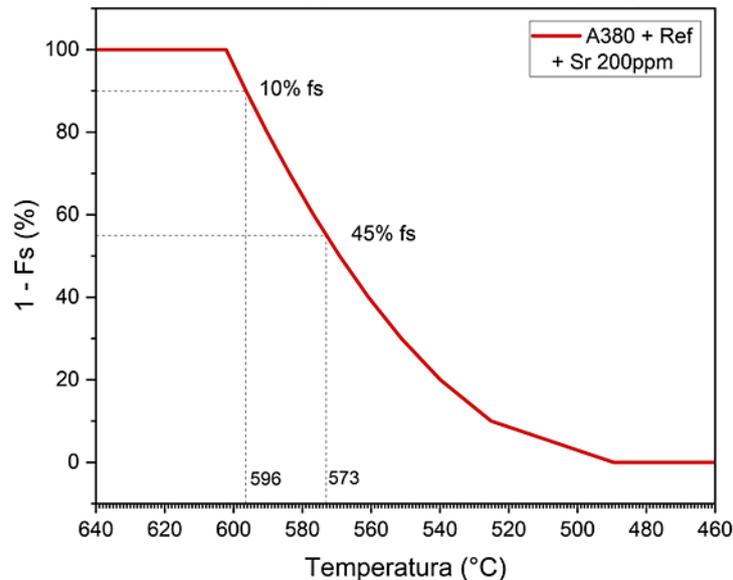
Condição	T _f (°C)	T _{liq} (°C)	k	% F _s	Temperatura (°C)
Como Fundida	490,23	602,27	1,5	10	596,52
				45	573,32
Refinada + 200ppm	489,49	602,15	1,5	10	596,37
				45	573,04

Fonte: Adaptado de Ferreira (2017)

Empregando a equação de Scheil e com a ajuda do Microsoft Excel, é possível calcular os valores de temperatura para todos os valores de fração sólida em

intervalos de 10%. Esses valores de temperatura são plotados e mostrados no Gráfico 4. Ao traçar uma linha no percentual de fração sólida desejado e interceptar a curva, pode-se determinar rapidamente a temperatura em que se atinge esse percentual para o caso da liga A380 refinada e com a adição de 200 ppm de Sr.

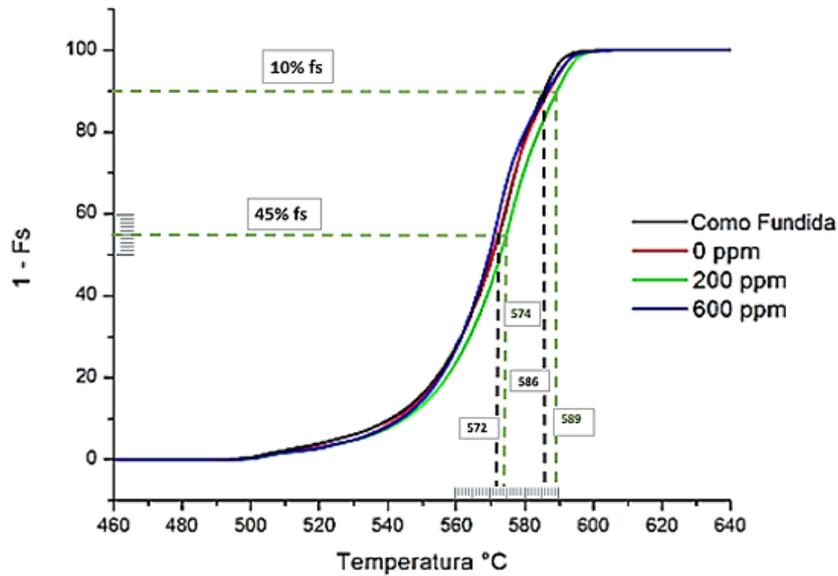
Gráfico 4 - Curva de temperatura em função da fração sólida para a liga A380, tanto como fundida quanto com refinador e 200 ppm de estrôncio, empregando a equação de Scheil



Fonte: Autoria própria (2025)

A segunda técnica utilizada para o cálculo da fração sólida foi o ensaio de DSC, onde, por meio da variação de energia durante a solidificação, é possível obter o percentual da fração sólida. As curvas de variação da fração sólida em relação à temperatura foram obtidas a partir do trabalho de Ferreira (2017) e são mostradas no Gráfico 5. Foram traçadas linhas da mesma forma para interceptar o percentual de fração sólida com a temperatura correspondente a que se atinge para a liga A380, tanto como fundida quanto com refinador e 200 ppm de estrôncio.

Gráfico 5 - Curvas de variação da fração sólida em relação à temperatura para a liga A380, tanto como fundida quanto com refinador e 200 ppm de estrôncio via DSC



Fonte: Adaptado de Ferreira (2017)

Os resultados de temperatura para a condição fundida, bem como a modificada com refinador e modificador, são mostrados na Tabela 6. Para 10% e 45% de fração sólida (fs), observa-se que, por meio da equação de Scheil, atinge-se a temperatura de 596 °C e 573 °C, respectivamente, não sendo observada uma diferença notável entre a condição fundida e a modificada. No caso do ensaio de DSC, a temperatura para as mesmas frações sólidas é de 589 °C e 573 °C, com uma diminuição de 2 a 3 °C em relação à condição fundida.

Tabela 6 - Resultados de temperatura para a condição fundida e modificada com refinador e modificador, para 10% e 45% de fração sólida (fs), obtidos pelas técnicas de Scheil e DSC

Condição	%Fs	Temperatura (°C)	
		Scheil	DSC
Como Fundida	10	596,5	586
	45	573,3	572
Refinada + 200 ppm	10	596,4	589
	45	573,1	574

Fonte: Autoria própria (2025)

Na Tabela 6, é possível notar que os valores de temperatura para 10%fs calculados pela equação de Scheil são superiores aos valores obtidos via DSC. Isso ocorre porque a equação de Scheil se baseia em suposições ideais, como a ausência de difusão na fase sólida e uma mistura completa na fase líquida, enquanto o DSC é uma técnica experimental. Diversos autores, como o trabalho de Das *et al.* (2014),

observaram diferenças nas curvas de DSC em relação aos dados de cálculo obtidos pela equação de Scheil.

No caso da temperatura para 45% de fração sólida, os valores de temperatura coincidem em aproximadamente 574 °C para ambos os métodos.

Devido ao fato de que se sabe que, para o processo GISS, as melhores propriedades mecânicas são alcançadas ao injetar gás argônio até que a temperatura atinja 10% de fração sólida (Wannasin; Martinez; Flemings, 2006b), é necessário realizar dois testes, um para cada temperatura obtida pela equação de Scheil e pelo DSC, e observar qual das duas apresenta a melhor microestrutura e dureza. Isso permitirá, finalmente, definir quais valores de temperatura para 10% de fração sólida serão utilizados no processamento GISS.

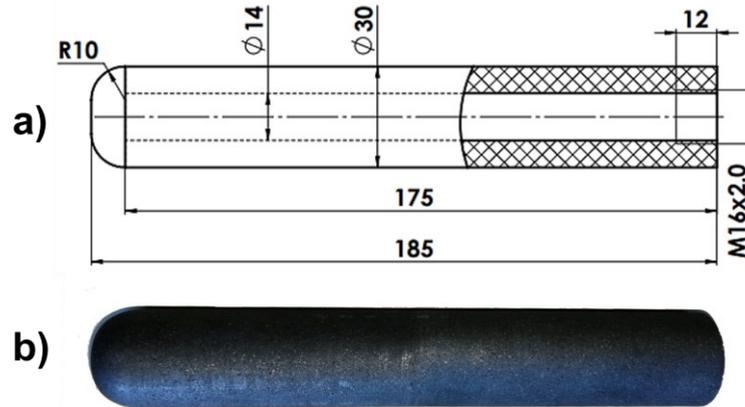
3.2.2 Processamento do GISS

Para realizar o processo GISS, um difusor de grafite poroso foi imerso no metal fundido para injetar finas bolhas de argônio a uma temperatura superior à temperatura líquida por alguns segundos. A convecção forçada e o rápido resfriamento causados pelo difusor transformam partículas dendríticas em grãos globulares no material, promovendo uma estrutura mais uniforme e melhorando as propriedades mecânicas da liga.

3.2.2.1 Difusor e gás utilizado

O difusor foi fabricado a partir de uma barra de grafite poroso fornecida pela empresa Carbon Americana, localizada em São Paulo. As dimensões são: 14 mm de diâmetro interno, 30 mm de diâmetro externo e 185 mm de comprimento, conforme ilustrado na Figura 20.

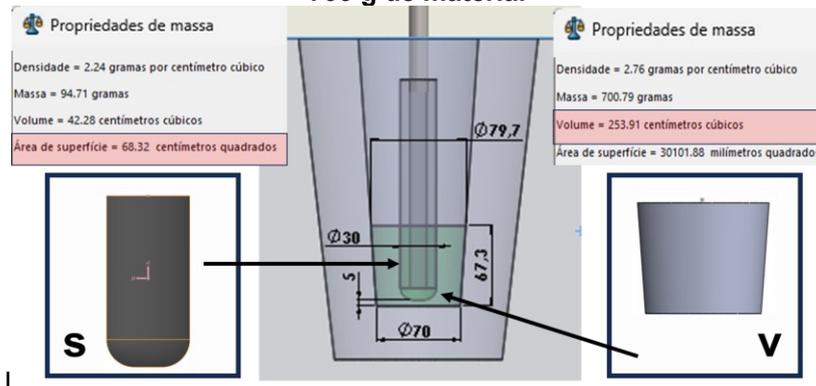
Figura 20 - Difusor de grafite poroso utilizado: (a) dimensões, (b) difusor usado



Fonte: Autoria própria (2025)

Para obter um índice de resfriamento favorável, foi empregada uma relação entre a superfície do difusor (S) e o volume de metal (V) de $S/V = 0,27 \text{ cm}^{-1}$. Na Figura 21, observa-se que o volume de alumínio no cadinho é aproximadamente $253,91 \text{ cm}^3$ para 700 g. O nível de imersão do difusor é de 6,23 cm, equivalente a uma superfície de $68,32 \text{ cm}^2$. Segundo Wannasin, Martinez e Flemings (2006b), um aumento na relação entre a superfície do difusor e o volume de alumínio (S/V) resulta em um aumento nos índices de resfriamento.

Figura 21 - Relação entre a superfície do difusor e o volume de alumínio no cadinho (S/V) para 700 g de material

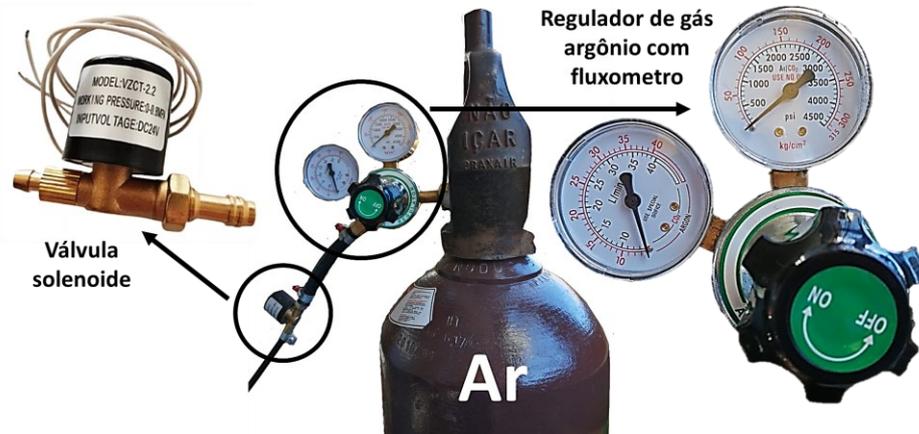


Fonte: Autoria própria (2025)

Foi utilizado gás argônio de grau N5.0, com concentração mínima de 99,99%. O fluxo de gás foi ajustado no intervalo de 4 a 15 L/min. Para regular o fluxo de argônio, foi utilizado um fluxômetro, sendo a abertura e fechamento controlados por uma válvula solenoide de 24 V, que é operada por computador, conforme mostrado na Figura 22. Observa-se uma perda de 2,5 L/min entre o regulador de gás e o difusor

de grafite, o que significa que, para garantir um fluxo de 10 L/min, é necessário ajustar o regulador para 12,5 L/min.

Figura 22 - Equipamento utilizado para injetar o gás argônio



Fonte: Autoria própria (2025)

3.2.2.2 Parâmetros do processo GISS

Os parâmetros do processo GISS e os detalhes das condições experimentais são apresentados na Tabela 7. As principais variáveis consideradas são a temperatura inicial, o período de purga de gás, o fluxo de gás argônio fornecido e a fração sólida desejada a ser alcançada.

Tabela 7 - Parâmetros experimentais utilizados para o processo GISS

	Temperatura	Tempo	Fluxo de	Fração
Material	inicial (°C)	injeção gás (s)	gás (L/min)	sólida (%)
A380	620, 610, 605	15 - 50	4 - 15	10 e 45

Fonte: Autoria própria (2025)

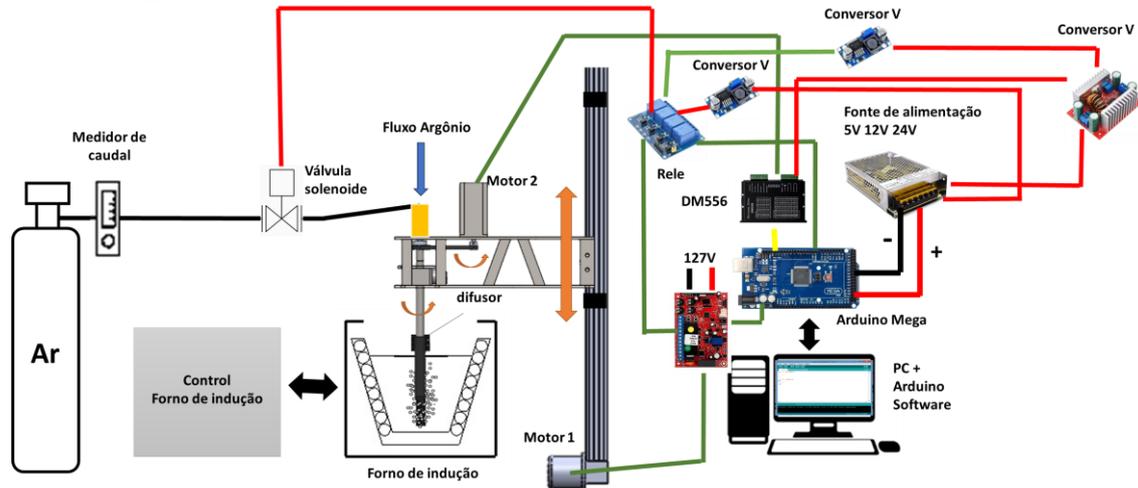
3.2.2.3 Equipamento utilizado para o processamento GISS

A Figura 23 mostra o equipamento utilizado no processamento GISS. Para inserir o difusor de grafite no forno, é utilizado um mecanismo de elevação acionado por um motor monofásico de ¼ HP. Além disso, um motor de passo, acoplado a um sistema de redução por polias e correias, controla a rotação da lança de grafite.

Antes que o gás argônio entre no difusor, ele passa por um regulador com fluxômetro e por uma válvula solenóide, cuja abertura e fechamento são controlados pelo sistema automatizado. A automação do processo é realizada com um Arduino, relés, drivers para

motores, conversores de voltagem e uma fonte de alimentação, garantindo precisão e eficiência na operação. O forno possui um controle próprio para atingir a temperatura necessária.

Figura 23 - O equipamento utilizado para realizar o processamento GISS



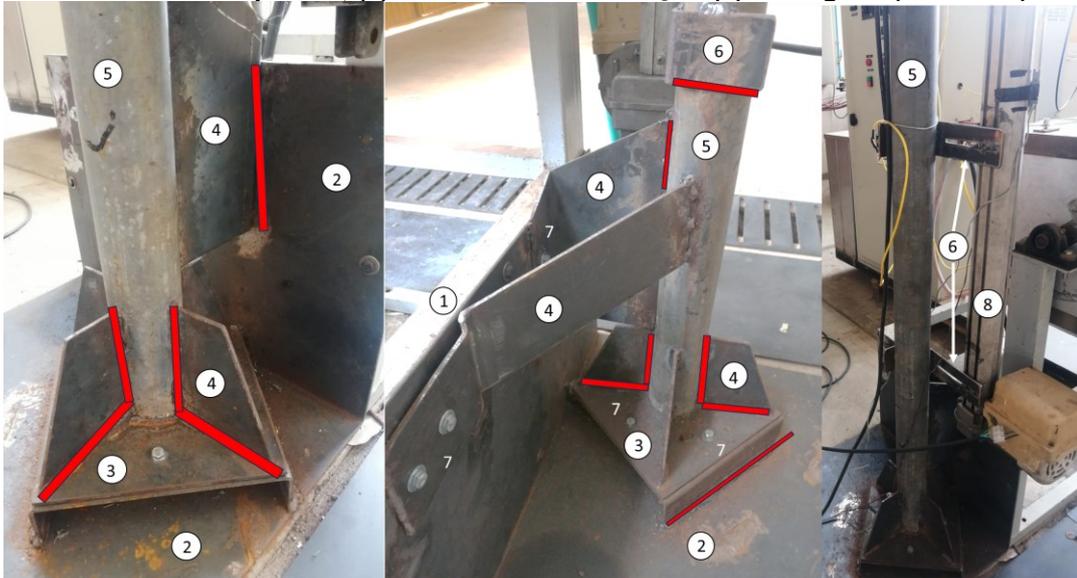
Fonte: Autoria própria (2025)

Como se pode observar na Figura 23, o equipamento para o processamento GISS é dividido em sistema mecânico, sistema de controle e *software*, os quais serão detalhados nas subseções seguintes.

3.2.2.4 Sistema mecânico

Para o suporte do mecanismo de elevação, foi construída uma base utilizando um tubo de aço galvanizado e chapas de aço com espessura de 5 mm, conforme mostrado na Figura 24. Uma chapa foi dobrada em formato de "L" e fixada à base do forno por meio de parafusos. Sobre essa chapa, foi soldada uma base em forma de "C", sobre a qual foi colocado o tubo de aço galvanizado. Para evitar flexões, vibrações e garantir a retidão do tubo, foram soldados vários suportes tipo cartabão à base do tubo. Por fim, no topo do tubo, foram soldadas chapas com ranuras que servem para fixar o mecanismo de elevação em quatro pontos ajustáveis. A estrutura da base foi projetada de maneira que permita o seu desmonte e realocação para outros locais.

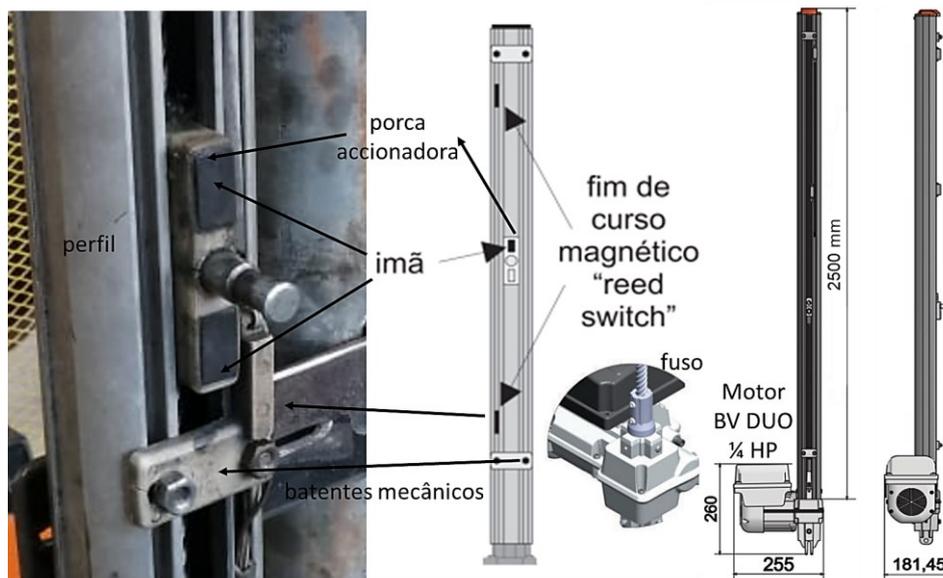
Figura 24 - O suporte do mecanismo de elevação: (1) base do forno, (2) fixação da estrutura com a base do forno em "L", (3) fixação do tubo à base da estrutura em "C", (4) suportes da estrutura, (5) tubo de aço galvanizado, (6) suportes do mecanismo de elevação, (7) parafusos com arruelas e porcas, (8) mecanismo de elevação (9) soldagens (vermelho)



Fonte: Autoria própria (2025)

O mecanismo de elevação utilizado foi um automatizador para portões basculantes, que inclui um perfil de alumínio de 2,5 m, um fuso trapezoidal e uma porca acionadora com uma velocidade de 4,5 m/min, para converter o movimento rotativo do motor em movimento linear. O motor é um modelo monofásico BV DUO da Garen de $\frac{1}{4}$ HP, com relação de redução de 23:1, torque de 23,2 Nm e velocidade de rotação de 1740 rpm. O motor é controlado por uma central Garen G1 (GME), que estava com defeito e foi substituída por uma central Garen Wave, que desempenha as mesmas funções. Além disso, o sistema inclui dois sensores magnéticos de fim de curso, que são ativados quando o ímã da porca se aproxima, e dois batentes mecânicos para evitar que a porca ultrapasse os limites estabelecidos. Esses componentes podem ser visualizados na Figura 25.

Figura 25 - O mecanismo de elevação usado



Fonte: Autoria própria (2025)

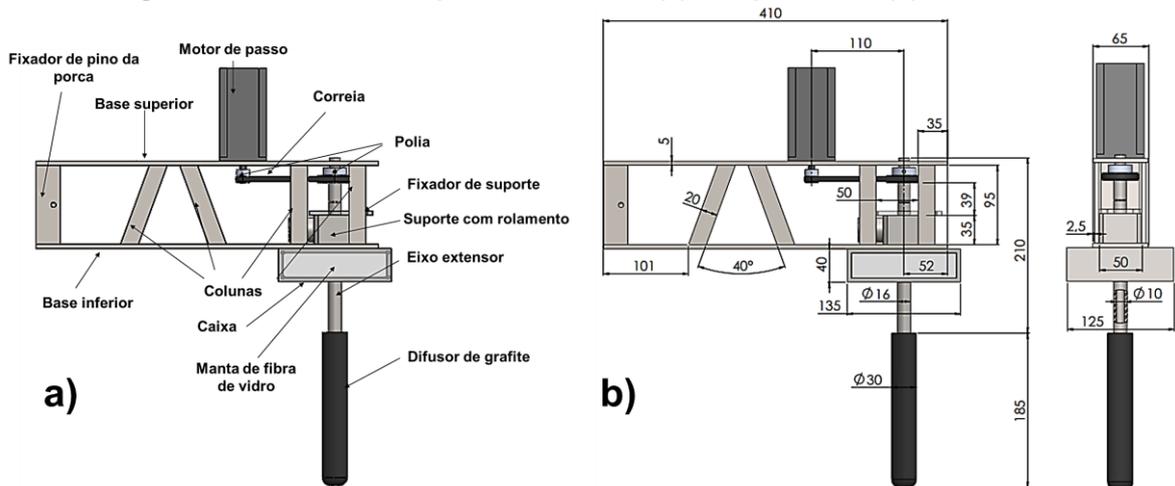
Para fixar o difusor de grafite e inseri-lo no forno, utiliza-se uma estrutura de braço, como mostrado na Figura 26. Ela foi fabricada a partir de duas chapas de aço com dimensões de 410x65x5 mm como base superior e inferior, separadas por 95 mm entre si, com 8 colunas de aço, sendo 4 com um ângulo de 40° e 4 retas.

Na base superior, é colocado um motor de passo, que permite girar o difusor. Na base inferior, é fixado um suporte com rolamento por meio de uma chapa e parafusos. Dentro do furo do rolamento, é inserido um eixo extensor com diâmetro externo de 16 mm e diâmetro interno de 10 mm, fabricado em aço inoxidável AISI 304. Em sua extremidade inferior, é rosqueado o difusor, enquanto na extremidade superior, é fixada uma transmissão por correia e polia acoplada ao motor de passo, modelo Gt2, com relação 3:1, polia de 300 mm e passo de 6 mm.

Além disso, é rosqueado um engate rápido giratório na extremidade superior do eixo extensor para permitir a entrada interna de gás argônio, que será posteriormente direcionado ao difusor. Para evitar vazamentos de gás entre a rosca do eixo e o difusor, é aplicada uma silicone resistente a altas temperaturas.

Na parte inferior da base, é fixada uma caixa aberta de aço soldado com chapas de 5 mm, com dimensões de 135x125x40 mm. Por seu interior, passa o eixo extensor, e a caixa é preenchida com manta de fibra de vidro para isolar a estrutura do braço e as transmissões da alta temperatura quando o sistema entra no forno.

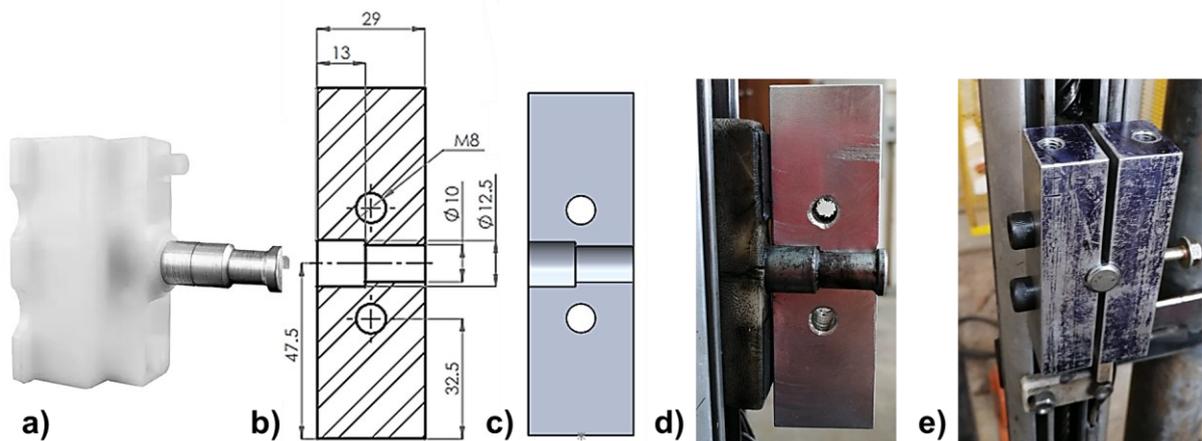
Figura 26 - O braço de suporte do difusor, (a) componentes, (b) dimensões



Fonte: Autoria própria (2025)

O braço é unido ao mecanismo de elevação por meio de um bloco de alumínio com dimensões de 29x45x95 mm, que é furado no centro com as dimensões do pino da porca e, em seguida, cortado para ser dividido em duas metades. Como mostrado na Figura 27, o pino da porca é inserido dentro das metades e fixado com parafusos M8, sendo depois fixado à base superior e inferior com parafusos.

Figura 27 - Bloco fixador do pino da porca, (a) porca acionadora, (b) dimensões, (c) desenho 3D sólido, (d) metade do bloco instalada no pino, (e) o bloco instalado no pino



Fonte: Autoria própria (2025)

Para verificar que a estrutura do braço suportará o peso do motor (2 kg) e do extensor com o difusor e a polia (18 kg), considerando como geometria fixa o orifício onde é colocado o pino, foi realizado um análise por o método dos elementos finitos (MEF) utilizando o software *SolidWorks Simulation*. O objetivo foi determinar, com

base nas cargas, deslocamento e fator de segurança, se a estrutura suporta as condições de trabalho.

3.2.2.5 Sistema elétrico e de controle

O sistema elétrico e de controle é composto por uma placa Arduino Mega, responsável por enviar as sinais para cada componente. Utiliza-se uma fonte de alimentação de 12 V e 50 A, que energiza a placa Arduino, os reguladores de tensão, o módulo conversor e o ventilador, que atua como extrator de calor do sistema. Os equipamentos utilizados, juntamente com seus modelos e características, estão apresentados no Quadro 2.

Quadro 2 - Equipamentos utilizados no sistema elétrico e de controle

No	Equipamento	Modelo	Características
1	Placa Arduino	Mega 2560 CH340	ATmega2560; entrada 7-12 V; Op 5V; 16MHz; 256 KB
2	Módulo relé 4	HW-316	4 canais; 5VDC; 30 VDC ou 250 VAC; 10 A
3	Placa central para motor monofásico	Garen Wave V2.2	motores monofásico até ½ HP; 127/220 V; 50/60 Hz
4	Driver digital para motor de passo	DM556	24 V a 50 VDC; 2 Fases; 1,4 A a 5,6A; 400 a 25000 pulsos por revolução
5	Fonte chaveada	Goldensky	12 V; 50 A; 600 W; Bivolt 127 ou 220 V
6	Módulo conversor Boost DC - DC	Atmx	Step-up; entrada 8,5 a 50 V; saída 10 a 60 V; 12 A; 400 W
7	Regulador de tensão ajustável	Lm2596	Step-down; entrada 3,2 a 40 V; saída 1,5 a 35 V; 2 A
8	Válvula gás solenóide	ESAB VZCT-22	24 VCC; 12 W; 0 a 0,8 MPa; entrada 7,5mm; saída 6,5mm
9	Motor de passo	Nema 23	36 kgf; 4 A; 1.8°; bipolar; 4 fíos
10	Motor monofásico	BV DUO	¼ HP; 23,2 Nm; 1740 rpm; reducción de 23:1
11	Capacitor	Altech	12 µF; 250 VAC
12	Cooler de ventilador	Leadership	12 VCC; 0,21 A
13	Sensor fim de curso	X-Tronix	Apertura - Fechamento; Bv 5 vias; 1,6 cm

Fonte: Aatoria própria (2025)

O motor monofásico que movimenta o fuso trapezoidal é controlado por uma central Garen Wave, alimentada com 127 VAC. Além disso, inclui um capacitor de 12 µF, e o motor é conectado à placa mediante os cabos PT, AZ e BR, conforme

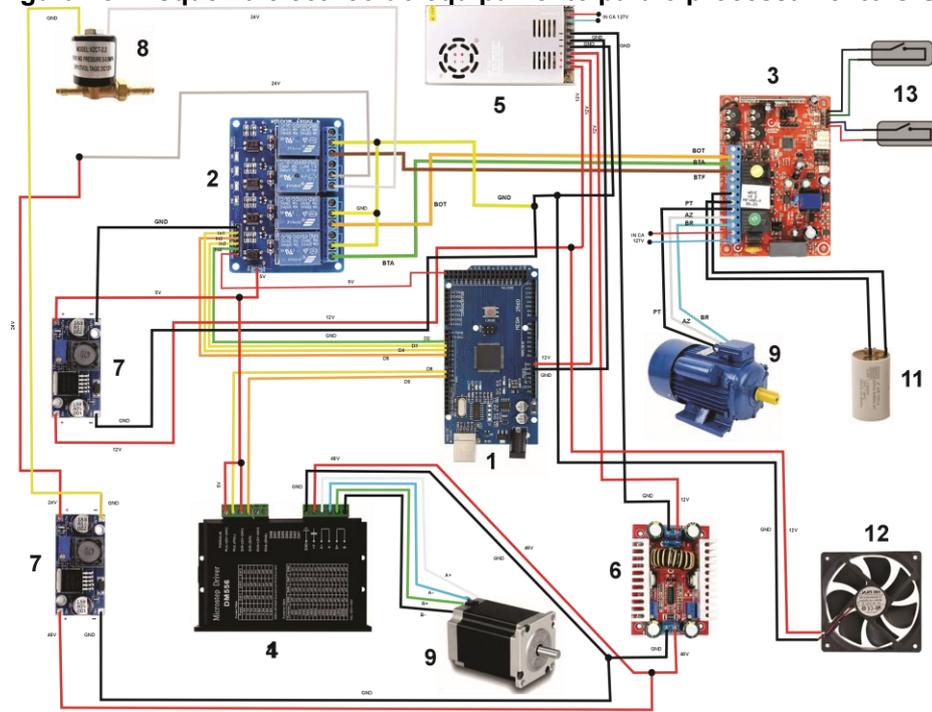
mostrado na Figura 31. Os sensores de fim de curso de abertura e fechamento estão conectados nos pinos de 5 vias.

Para o movimento de descida (fechamento), é enviada uma sinal low (0) por meio da porta digital D4 do Arduino para a entrada 1 (In1) do módulo relé, que fecha o circuito entre a terra (GND) e o cabo BTF, chegando a sinal à placa Wave e acionando o motor no sentido de descida.

Para o movimento de subida (abertura), é enviada uma sinal low utilizando a porta digital D2 do Arduino para a entrada 4 (In4) do módulo relé, que fecha o circuito entre a terra (GND) e o cabo BTA, chegando a sinal à placa Wave e acionando o motor no sentido de subida (ver Figura 28).

Para deter ou mudar o sentido de movimento, é enviada uma sinal low mediante a porta digital D3 do Arduino para a entrada 3 (In3) do módulo relé, que fecha o circuito entre a terra (GND) e o cabo BT, chegando o sinal à placa Wave e parando o motor ou, se já estiver parado, mudando o sentido de rotação (ver Figura 28).

Figura 28 - Esquema eléctrico do equipamento para o processamento GISS



Fonte: Autoria própria (2025)

A abertura da válvula solenóide de gás é realizada ao enviar um sinal low por meio da porta digital D5 do Arduino para a entrada 2 (In2) do módulo relé, que fecha o circuito entre a terra (GND) e os 24 V.

Os reguladores de tensão LM2596 são usados para reduzir a voltagem da fonte de 12 V para 5 V, que alimenta o módulo relé, evitando danos nos optoacopladores. Além disso, o regulador é utilizado para reduzir a voltagem de 48 V para 24 V, necessário para a válvula solenóide.

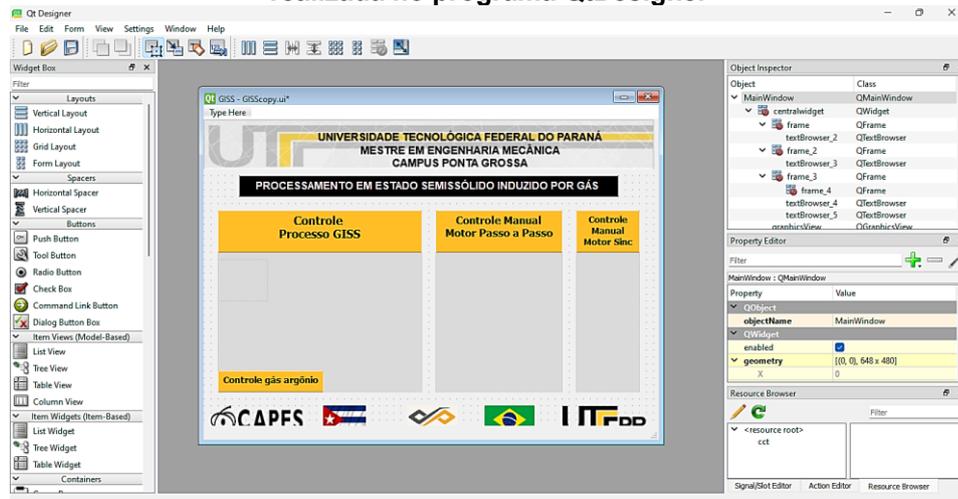
O movimento do motor de passo é obtido ao enviar sinais de pulso e direção utilizando as portas digitais D8 e D9 do Arduino para o driver DM556. Um módulo conversor é utilizado para aumentar a voltagem de 12 V para os 48 V exigidos pelo driver. Como o motor de passo Nema 23 é bipolar, as duas bobinas (A-B) são conectadas ao driver, conforme mostrado na Figura 28.

3.2.2.6 Software para controle e automação do equipamento

Para o controle e automação do equipamento, foi desenvolvida uma interface gráfica de usuário (GUI) utilizando o programa QtDesigner (Figura 29). No desenvolvimento da interface, foram usados widgets para facilitar o processo de criação e proporcionar uma melhor qualidade gráfica ao programa. A interface é dividida em três módulos:

1. **Controle manual do mecanismo de elevação:** Este módulo permite o controle manual do mecanismo de elevação, permitindo ajustes manuais durante o processo.
2. **Controle manual do motor de passo:** Permite o controle manual do motor, ajustando o acionamento, a velocidade de rotação e o sentido de giro.
3. **Módulo de processamento GISS:** Este módulo inicia o processamento GISS, controlando o tempo de purga do gás e o controle de abertura e fechamento da válvula solenóide.

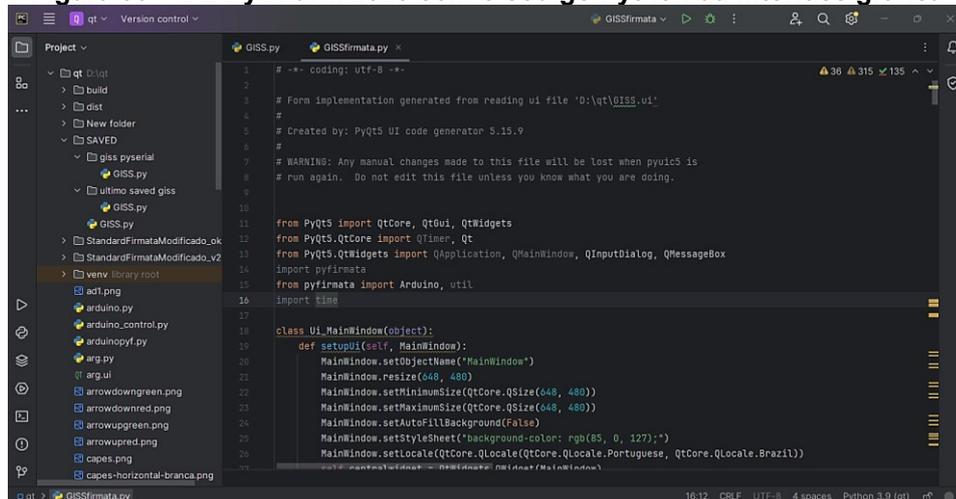
Figura 29 - Interface gráfica de usuário (GUI) para controle e automação do equipamento, realizada no programa QtDesigner



Fonte: Autoria própria (2025)

Após criar a interface gráfica no formato de arquivo (.gui), ela é convertida para Python (.py) usando o terminal e as bibliotecas pyuic5 e pyrcc5. Com o código da interface em Python obtido, ele é modificado no IDE PyCharm 2023 (Community Edition) (Figura 30), e a biblioteca pyfirmata é importada para estabelecer a comunicação entre o Python e o Arduino.

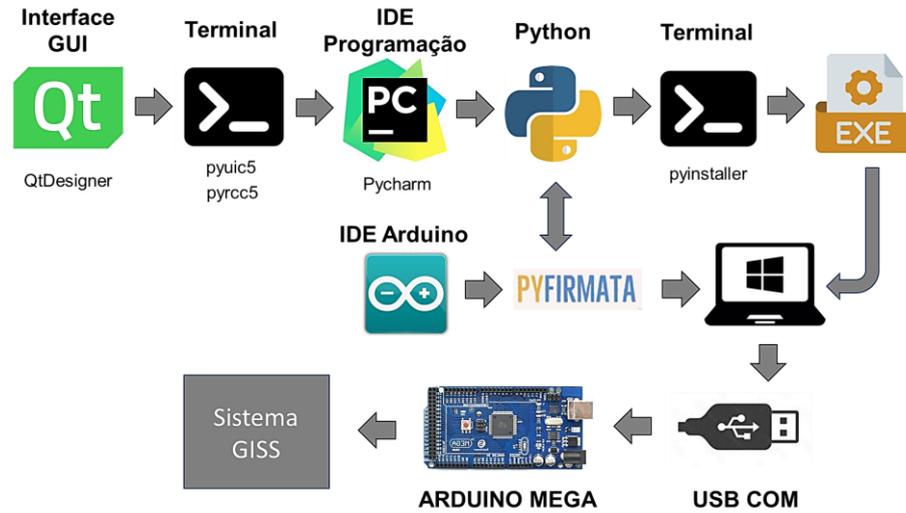
Figura 30 - IDE PyCharm 2023 com o código Python da interface gráfica



Fonte: Autoria própria (2025)

Concluído o código, ele é convertido em um arquivo executável (.exe) utilizando o terminal e a biblioteca pyinstaller, permitindo sua execução em um computador com sistema operacional Windows. Ao clicar em qualquer botão do programa, o sinal correspondente é enviado ao Arduino Mega por meio da porta COM, conforme ilustrado na Figura 31.

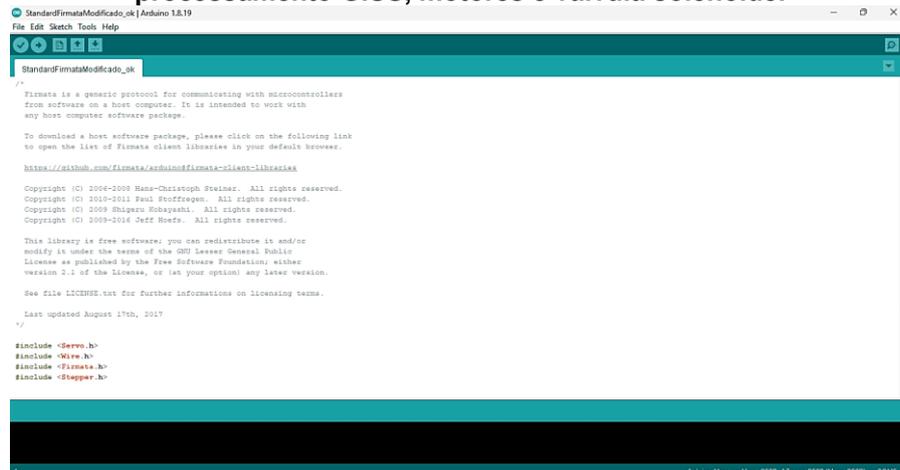
Figura 31 - Fluxograma desde a criação da interface gráfica até o controle e automação do sistema GISS via Arduino



Fonte: Autoria própria (2025)

No IDE de programação do Arduino (Figura 32), foi carregado o programa *StandardFirmata*, que já inclui a configuração para enviar comandos aos pinos do Arduino, sendo modificado para incluir também os comandos da GUI para o processamento GISS, controle dos motores e da válvula solenóide. Posteriormente, o programa modificado foi carregado no Arduino e seu funcionamento foi verificado a partir do computador.

Figura 32 - IDE de Arduino com o programa StandardFirmata modificado para o controle do processamento GISS, motores e válvula solenóide.



Fonte: Autoria própria (2025)

3.2.2.70 processamento GISS

Durante o processo GISS, o alumínio A380 foi fundido no forno e mantido a uma temperatura entre 625 e 630 °C. Em seguida, foi adicionado primeiro o

modificador e, posteriormente, o refinador, sendo a liga misturada para garantir sua homogeneização. Após essa etapa, o material foi resfriado lentamente até atingir a temperatura inicial do processo. Nesse momento, o difusor de grafite foi rapidamente imerso, injetando finas bolhas de argônio com uma vazão e por um tempo previamente estabelecidos, ou até que a temperatura correspondesse ao percentual de fração sólida desejado, conforme o caso.

Logo após, o difusor foi removido, e o metal fundido foi vazado ou deixado resfriar lentamente até a temperatura ideal de vazamento. O vazamento foi realizado em uma lingoteira de aço cilíndrica, com um diâmetro externo de 36 mm e um diâmetro interno cônico variando entre 30 e 32 mm, além de uma altura de 250 mm.

Por fim, os materiais vazados nas lingoteiras foram resfriados em água para possibilitar a análise da microestrutura nesse estágio. Esse procedimento pode ser observado na Figura 33.



Neste trabalho, foi utilizado o método de otimização univariado, também conhecido como "um fator de cada vez" (OFAT – *One Factor At a Time*), no qual uma única variável do processo é alterada enquanto as demais permanecem constantes. Essa abordagem permite avaliar o impacto individual de cada parâmetro no processo GISS e identificar progressivamente a configuração ótima.

A escolha desse método se justifica pelas características do nosso processo experimental. A obtenção das amostras e sua posterior análise demandam um tempo considerável, pois envolvem diversas etapas: aquecimento do forno, fusão do material, injeção de gás, vazamento, corte e extração das amostras, seguidos pelo processo de polimento, ataque eletrolítico e análise detalhada de parâmetros como

tamanho de grão, dureza e porosidade. Considerando o tempo limitado disponível e a necessidade de contar com três pessoas para realizar os vazamentos, um planejamento experimental mais complexo, como um delineamento fatorial completo, seria inviável.

O uso do método OFAT permitiu otimizar o processo, garantindo que cada variável fosse avaliada de forma sistemática, sem a necessidade de aumentar excessivamente o número de experimentos requeridos.

Os ensaios foram divididos em seis etapas, conforme apresentado na Tabela 8. Inicialmente, buscou-se analisar a liga na condição fundida e após os processos de modificação e refino, sendo vazada na lingoteira a uma temperatura de 610 °C.

Na segunda etapa, na condição sem refinador e modificador, variou-se a temperatura inicial entre 610 °C e 605 °C, mantendo-se fixo o fluxo de argônio em 4 L/min.

Na terceira etapa, o tempo de injeção do gás foi alterado entre 25 e 56 s, mantendo-se constante o fluxo de gás em 4 L/min e a temperatura inicial em 610 °C. Já na quarta etapa, manteve-se constante o tempo de injeção do gás em 30 s, variando-se o fluxo de argônio de 4 até 12 L/min.

Tabela 8 - Ensaios realizados utilizando o processo GISS

(continua)

No Ensaio	Condição	Temperatura inicial (°C)	Temperatura final (°C)	Fração sólida (%)	Tempo injeção gás (s)	Fluxo de gás (L/min)	Temperatura vazamento (°C)
1	A380	610	-	-	-	-	610
	Fundida A380 + Ref + Sr						
2	A380	610	-	-	25	4	-
	A380	605	-	-	25	4	-
3	A380	610	-	-	20	4	-
	A380 + Ref + Sr				20		
	A380				25		
	A380				30		
	A380 + Ref + Sr				30		
	A380				56		

Tabela 8 - Ensaios realizados utilizando o processo GISS

							(conclusão)
No Ensiso	Condição	Temperatura inicial (°C)	Temperatura final (°C)	Fração sólida (%)	Tempo injeção gás (s)	Fluxo de gás (L/min)	Temperatura vazamento (°C)
4	A380	610	-	-	30	4	-
	A380 + Ref + Sr					4	
	A380					6	
	A380					8	
	A380 + Ref + Sr					8	
	A380					12	
5	A380 + Ref + Sr	610	596	10 (Scheil)	-	12	574
			589	10 (DSC)			
6	A380 + Ref + Sr	610	596	10 (Scheil)	-	10	574
						12	
						15	

Fonte: Autoria própria (2025)

No quinto ensaio, utilizando a liga modificada e refinada, é injetado argônio até atingir a temperatura correspondente a 10% de fração sólida, conforme a equação de Scheil e o DSC, busca-se definir as melhores propriedades, conforme explicado no epígrafe 3.2.1. Em seguida, deixa-se resfriar até atingir a temperatura de 574 °C, equivalente a 45% de fração sólida, e realiza-se o vazamento na lingotera, com resfriamento rápido em água. Finalmente, o sexto ensaio é semelhante ao sétimo, com a variação do fluxo de gás entre 10 e 15 L/min utilizando a técnica de Scheil.

3.2.3 O processo de fundição por compressão GISS

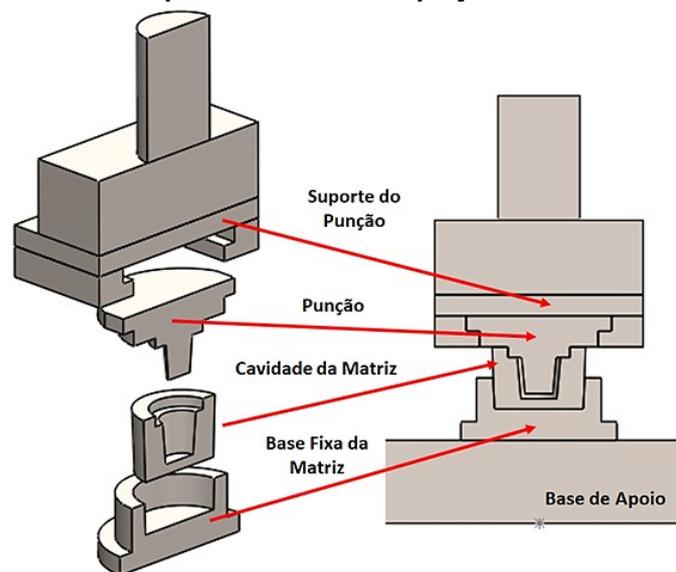
Para realizar o processo de fundição por compressão GISS ou *GISS - squeeze casting*, é necessário projetar e fabricar uma matriz, que será posteriormente combinada com o processo GISS desenvolvido anteriormente, com o objetivo de produzir uma peça de alta integridade e precisão dimensional.

3.2.3.1 Matriz para squeeze casting

A matriz foi projetada no programa *SolidWorks* com formato circular, a fim de facilitar o processo de usinagem posterior. Ela é composta por um punção, que é fixado no suporte de punção da prensa, mantendo-o alinhado e preso à prensa. A

cavidade da matriz é uma peça removível, onde o metal fundido é vazado antes de ser levado à prensa e colocado dentro da base fixa da matriz, que permanece fixa na prensa sobre a base de apoio (ver Figura 34). As dimensões de cada peça estão apresentadas nos anexos.

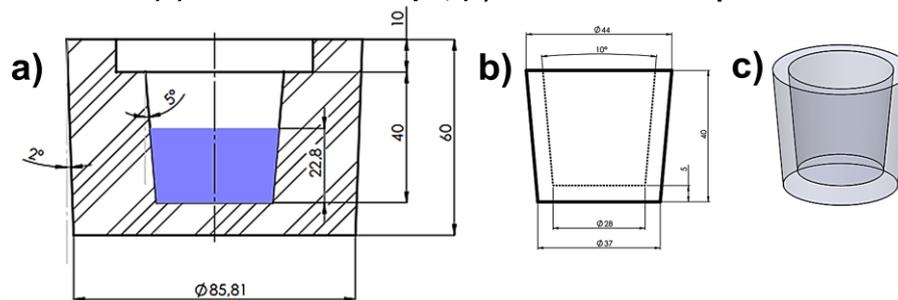
Figura 34 - Componentes da matriz projetados no *SolidWorks*



Fonte: Autoria própria (2025)

A cavidade, como mostrado na Figura 35, foi projetada para obter uma peça com formato de copo. O metal fundido deve ser vazado até uma altura de 22,8 mm para formar um copo cônico com aproximadamente 69 g de peso e dimensões de diâmetro maior de 44 mm, diâmetro menor de 37 mm, altura de 40 mm e espessura das paredes de 5 mm. Além disso, possui um ângulo de saída de 5° para facilitar sua extração.

Figura 35 - Cavidade da matriz projetada para obtenção da peça, (a) dimensões da cavidade, (b) dimensões do copo, (c) modelo 3D do copo



Fonte: Autoria própria (2025)

No processo *squeeze casting*, a matriz é utilizada em uma prensa hidráulica Braffeman de PHC de 40 T (Fotografia 2), que inclui uma resistência desenvolvida especificamente para o pré-aquecimento da matriz a 200 °C, evitando-se assim um choque térmico entre o molde e o material fundido. Além disso, a prensa é equipada com dois sensores para medir carga e deslocamento, cujos dados são capturados por meio de um computador.

Fotografia 2 - Prensa hidráulica de 40 toneladas utilizada para a compressão no processo de *squeeze casting*



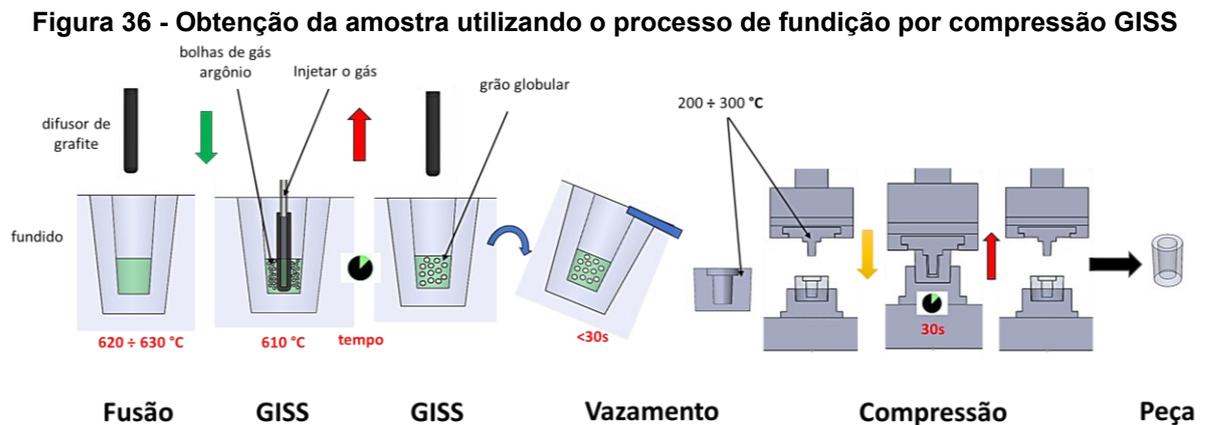
Fonte: Arendarchuck (2022)

3.2.3.2 GISS - squeeze casting

Para realizar o processo de *squeeze casting*, foram fundidos aproximadamente 680 g de alumínio A380 no forno, atingindo uma temperatura entre 625 e 630 °C. Em seguida, adicionaram-se o modificador e o refinador, e a liga foi

misturada. Posteriormente, deixou-se resfriar até atingir 610 °C e, em seguida, foi vertido aproximadamente 69 g na cavidade da matriz, que foi previamente aquecida a uma temperatura entre 200 e 300 °C. Após isso, a cavidade foi colocada na base fixa da matriz e aplicou-se pressão por 30 segundos, obtendo-se uma peça com geometria de copo cônico.

No processo de *GISS squeeze casting*, como mostrado na Figura 36, após deixar a liga resfriar até atingir a temperatura de 610 °C, o difusor de grafite é imerso, injetando gás argônio a uma vazão e durante um tempo estabelecido para alcançar a temperatura correspondente a 10% de fração sólida. Em seguida, o difusor é removido rapidamente e o material semissólido é vertido na cavidade da matriz, seguindo o mesmo procedimento de *squeeze casting* para obter o copo. O tempo total entre o vertido na cavidade e a aplicação de pressão não deve ser superior a 60 segundos para evitar a formação de grãos maiores que 200 µm (Wannasin; Martinez; Flemings, 2006b).



Fonte: Autoria própria (2025)

3.3 Análise microestrutural

Uma vez obtidas as amostras pelos métodos GISS e fundição por compressão GISS, as mesmas foram cortadas utilizando a cortadeira de precisão ISOMET 4000 da marca BUEHLER (Figura 37a) para análise metalográfica, dureza e porosidade. Os lingotes foram cortados ao meio, sendo analisada a parte central e descartadas as extremidades.

O análise metalográfica foi realizada no Centro de Caracterização Multiusuário (C2MMA) da UTFPR Campus Ponta Grossa. As amostras foram embutidas a quente em moldes de baquelite (preto) na embutidora BUEHLER

SimpliMet XPS1 (Figura 370b), a uma temperatura de 180 °C e pressão de 42.000 psi durante 3 minutos (Arendarchuck, 2022).

Figura 37 - Equipamentos utilizados para a análise metalográfica das amostras, (a) cortadeira de precisão ISOMET 4000, (b) embutidora SimpliMet XPS1, (c) politriz automática BUEHLER Vector, (d) politriz vibratória BUEHLER VibroMet 2



Fonte: Autoria própria (2025)

Após o processo de embutimento, as amostras foram lixadas em uma sequência de granulações, começando com 240, passando por 400, 800, 1200 e chegando a 2000 mesh. Foi utilizado um lixamento manual a 250 rpm, com um tempo aproximado de 3 a 5 minutos para cada amostra. Ao trocar a lixa, as amostras eram lavadas com água e sua posição girada em 90°. Em seguida, as amostras foram polidas com suspensão de diamante de 1 µm de granulação e, posteriormente, com 0,25 µm, aplicando uma força de 20 N contra o disco, girando a 150 rpm no sentido oposto ao movimento. O equipamento utilizado para o polimento e lixamento foi a politriz automática BUEHLER Vector (ver Figura 37c).

Finalmente, as amostras foram submetidas a um polimento vibratório durante 2 horas, a uma frequência de 70%, utilizando uma solução de sílica coloidal de 0,06 µm diluída em água destilada com pH neutro. O polimento foi realizado na politriz vibratória BUEHLER VibroMet 2 (Figura 37d).

Para a obtenção de imagens da microestrutura do material sob luz polarizada, realiza-se um ataque eletrolítico utilizando ácido fluobórico (HBF₄) diluído a 4% em água destilada, com duração de 75 segundos, corrente de 1,9 A e tensão de 25 V. Após o ataque, as amostras são cuidadosamente enxaguadas em água corrente e secas com um soprador elétrico. O equipamento utilizado para esse processo é mostrado na Figura 38.

Figura 38 - Equipamento utilizado para o ataque eletrolítico com ácido fluobórico (HBF_4)



Fonte: Autoria própria (2025)

As imagens de microscopia óptica foram obtidas com o microscópio Zeiss Axio Imager A2, que, por meio do software Axio Vision para Windows, possibilita salvar as imagens diretamente no computador. O microscópio está ilustrado na Fotografia 3.

Fotografia 3 - Microscópio Zeiss Axio Imager A2 utilizado para a microscopia óptica



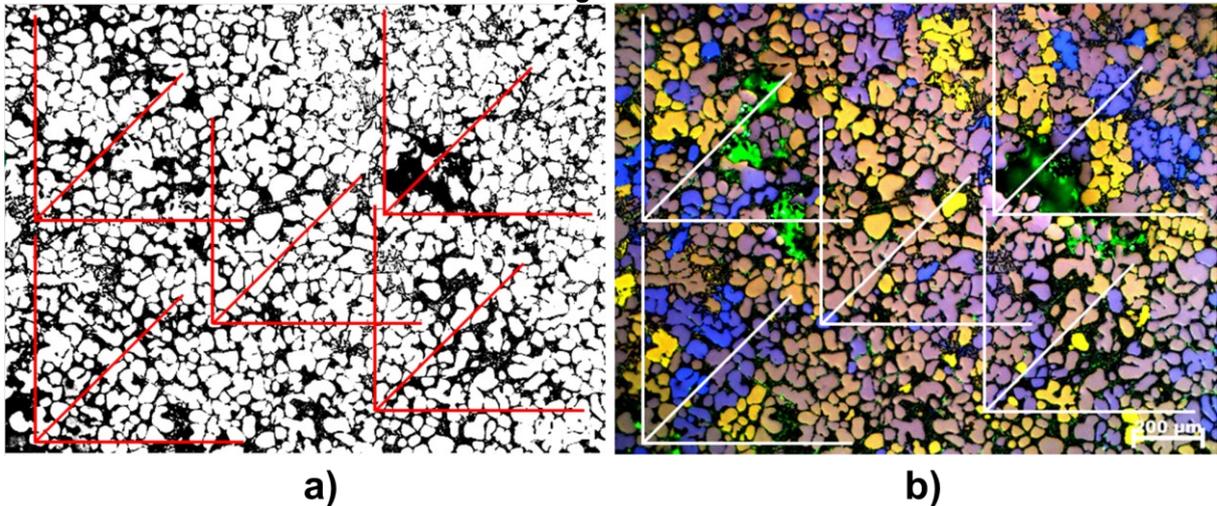
Fonte: Autoria própria (2025)

3.3.1 Determinação do tamanho de grãos

Após a obtenção das imagens dos corpos de prova nas condições fundida e modificada, foi realizada a determinação do tamanho de grão, utilizando a técnica dos interceptos de Heyn, conforme especificado pela norma ASTM E112 - 13 (2021). Em cinco imagens selecionadas de cada configuração do material, foram desenhadas três linhas: uma horizontal, outra vertical e uma terceira a 45° em relação às duas

anteriores, como mostrado na Figura 39. Esse procedimento foi repetido em cinco áreas distintas de cada imagem analisada.

Figura 39 - Método dos interceptos de Heyn na contagem de tamanho, (a) de glóbulos, (b) de grãos



Fonte: Autoria própria (2025)

Para a contagem de tamanho de célula dendrítica (DCS), foram utilizadas imagens obtidas por metalografia convencional (Figura 39a), enquanto o tamanho de grão (GS) foi determinado a partir de imagens geradas por metalografia polarizada (colorida) (Figura 39b). Com esses dados, foi calculada a média do tamanho de grãos para cada amostra. Em seguida, o comprimento da linha foi dividido pela média da quantidade de grãos interceptados por essas linhas, permitindo a obtenção do valor do tamanho dos grãos (Arendarchuck, 2022).

As imagens provenientes da metalografia convencional foram processadas usando o software ImageJ, mantendo a escala de acordo com a imagem original. Esse processo permitiu extrair os valores da área média e do perímetro dos grãos analisados em cada imagem. Com base nesses dados, o fator de forma (SF), também conhecido como *Shape Factor*, foi determinado utilizando a Equação (3.6) (Torres; Zoqui, 2022).

$$SF = \frac{4\pi \times A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad (3.6)$$

Onde A_{α} e P são a área e o perímetro das partículas primárias, respectivamente. SF varia de 0 a 1, e quando o valor de SF é próximo de 1 a forma seccional da partícula se aproxima de um círculo (Xu *et al.*, 2013).

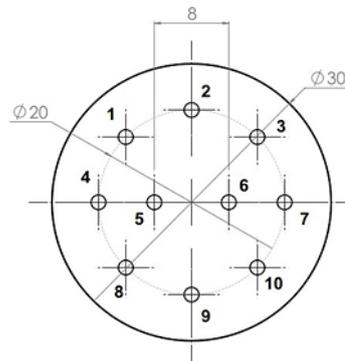
Após obter os valores do fator de forma, é possível determinar o *Rheo Quality Index* (RQI) (Torres; Zoqui, 2022), que é utilizado para quantificar comparativamente a globularização da microestrutura, e é obtido utilizando a Equação (3.7).

$$RQI = \frac{DCS}{GS \times SF} \quad (3.7)$$

3.4 Ensaio de dureza

As amostras foram submetidas a um ensaio de dureza Rockwell B, utilizando um durômetro de bancada da PANTEC, modelo RBS. Foram realizadas 10 medições para cada amostra, conforme estabelecido na norma ASTM E18 - 22 (2022), e a localização de cada medição está mostrada na Figura 40. Os parâmetros utilizados foram um penetrador esférico de 1,5875 mm, uma pré-carga de 10 kgf e uma carga total de 100 kgf.

Figura 40 - Localização das medições de dureza Rockwell B na amostra



Fonte: Autoria própria (2025)

O ensaio de microdureza foi realizado conforme a norma ASTM E384 - 22 (2022), utilizando o microdurômetro Shimadzu HMV-G. Foram empregados carregamentos de 100 gF (~1,0 N) na escala Vickers, durante um período de 15 segundos. As medições foram feitas em formato de matriz, com 9 indentações consecutivas, espaçadas a 100 µm entre si.

3.5 Determinação da densidade e porosidade

Usando o princípio de Arquimedes, é possível determinar a densidade das amostras. Ao mergulhar um corpo total ou parcialmente em um líquido, ele experimenta um empuxo (E) para cima, igual ao peso do fluido deslocado. A

densidade do material é calculada pela Equação (3.8), onde (ρ_s) é a densidade do corpo, (ρ_l) é a densidade do líquido, (m_s) é a massa do corpo e (m_l) é a massa do líquido deslocado. Com esses dados, é possível calcular a densidade do material a partir da diferença de massas e das propriedades do líquido utilizado (Arendarchuck, 2022).

$$\rho_s = \rho_l \times \frac{m_s}{m_l} \quad (3.8)$$

Antes de realizar a medição da massa seca (m_s), as amostras foram colocadas na cuba de ultrassom digital Cristofoli por 3 minutos, para depois serem lavadas em água corrente e álcool etílico, e secadas com um soprador durante 1 minuto. Após estarem completamente secas, foi realizada a medição da massa na balança de precisão SHIMADZU AUX220. Foram realizadas três medições para cada condição, sendo escolhida, como valor final, a média (Arendarchuck, 2022),

No ensaio, conforme ilustrado na Fotografia 4, um béquer contendo água destilada foi colocado sobre a balança de precisão. Com o auxílio de um fio, a amostra foi completamente imersa no líquido, garantindo que não tocasse o fundo nem as laterais do recipiente. Após a estabilização da leitura na balança, foram realizadas três medições da variação da massa do líquido deslocado, e o valor final foi obtido pela média simples.

Fotografia 4 - Ensaio para a determinação da densidade utilizando o princípio de Arquimedes



Fonte: Autoria própria (2025)

Os valores de densidade teórica (ρ_t) em (g/cm^3) foram calculados utilizando a regra das misturas, conforme apresentado na Equação (3.9). Nesse método, a fração

de cada material é multiplicada pela sua respectiva densidade, e os resultados são somados para obter a densidade total (Arendarchuck, 2022).

$$\rho_t = (V_m \times \rho_m) + (V_{ref} \times \rho_{ref}) + (V_{mod} \times \rho_{mod}) \quad (3.9)$$

Onde (V_m) é a fração da matriz, (ρ_m) é a densidade da matriz, (V_{ref}) é a fração do refinador, (ρ_{ref}) é a densidade do refinador e (V_{mod}) é a fração do modificador, (ρ_{mod}) é a densidade do modificador. Os valores de densidade utilizados para o cálculo são apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 - Valores de densidade utilizados para o cálculo da densidade teórica

Ligas	V (%)	ρ (g/cm ³)	V x ρ (g/cm ³)
A380	99,697	2,76	2,75
Al5Ti1B	0,282	2,94	0,0083
90Al-10Sr	0,021	2,694	0,00056

Fonte: Autoria própria (2025)

Finalmente, com os valores de densidade teórica e real obtidos, a porosidade (P) do material foi determinada em percentual (%) utilizando a Equação (3.5), onde (ρ_t) representa a densidade teórica em g/cm³ e (ρ_s) a densidade real em g/cm³.

$$P = \left(1 - \left(\frac{\rho_s}{\rho_t} \right) \right) \times 100 \quad (3.10)$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, apresenta-se inicialmente o sistema GISS desenvolvido, acompanhado da verificação da resistência mecânica da estrutura do braço por meio do método dos elementos finitos, bem como a descrição do sistema elétrico e de controle instalado, e do programa implementado para o comando do processo GISS via computador.

Em seguida, é mostrada a matriz fabricada para a realização do processo *squeeze casting*, assim como os copos obtidos a partir deste processo e de sua combinação com o GISS.

Além disso, detalha-se a caracterização microestrutural das amostras obtidas nas condições como fundida, refinada e modificada, analisando-se a influência dos principais parâmetros do processo GISS, como a temperatura de início do processo, tempo de injeção de gás e fluxo de argônio, avaliando-se o tamanho de grão, a morfologia dos glóbulos e o índice RQI. Também é realizada a caracterização microestrutural por zona dos copos produzidos pelos processos SC e GISS-*squeeze casting*.

Na sequência, são apresentadas as propriedades mecânicas, com destaque para os ensaios de dureza e microdureza realizados para as amostras e para cada zona dos copos.

Por fim, são apresentados e analisados os resultados de densidade e porosidade obtidos para cada condição experimental avaliada.

4.1 Sistema GISS desenvolvido

Depois de projetado, o sistema GISS é verificado por meio do MEF na estrutura do braço de suporte do difusor, para então ser fabricado e, por fim, montado. A seguir, é apresentado o sistema GISS desenvolvido, juntamente com os sistemas de controle e *software*.

4.1.1 Verificação da estrutura do braço por meio do MEF

Uma vez gerados todos os modelos CAD da estrutura do braço e montados no programa *SolidWorks*, conforme mostrado na Figura 26, foi realizada uma análise estática por meio do MEF. A Tabela 10 apresenta as propriedades mecânicas dos materiais dos diferentes elementos considerados na estrutura.

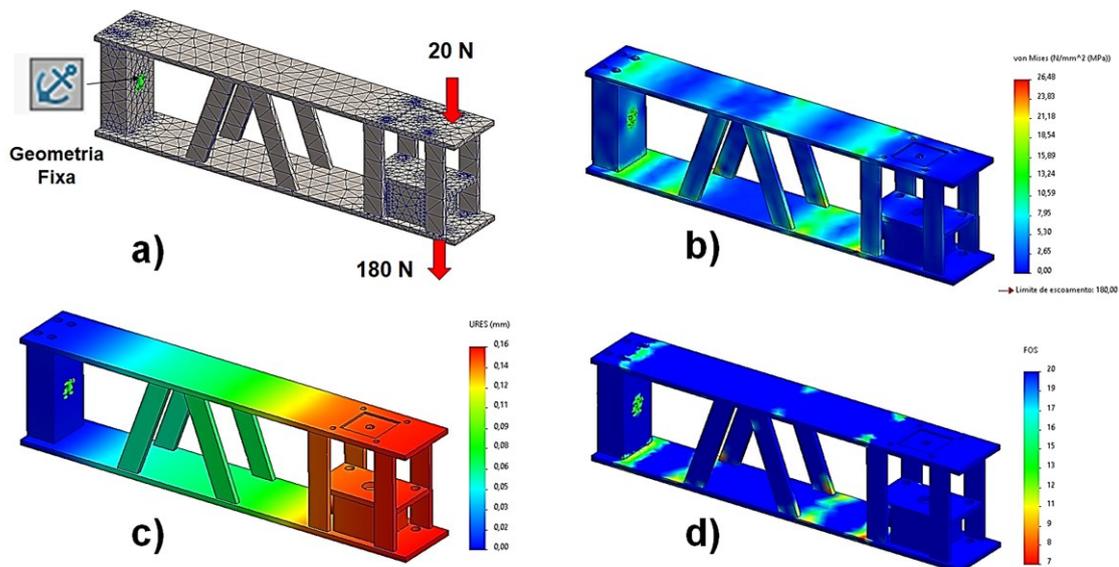
Tabela 10 - Propriedades mecânicas dos materiais para aplicação do MEF

Material	Módulo elástico (MPa)	Coefficiente de Poisson	Densidade (g/cm ³)	Límite escoamento (MPa)
AISI 1010	2x10 ⁵	0,29	7,87	180
AISI 304	1,9x10 ⁵	0,29	8	206,8

Fonte: Autoria própria (2025)

A malha dos elementos que compõem o mecanismo é mostrada na Figura 41a, juntamente com a geometria fixada no orifício do pino, as cargas de 20 N que representam o peso do motor de passo e a carga de 180 N que representa o peso do mecanismo de transmissão juntamente com o suporte com rolamento, a caixa, o eixo extensor e o difusor de grafite.

Figura 41 - Simulação por MEF realizada no SolidWorks da estrutura do braço: (a) malha dos elementos junto com a fixação e as cargas que a estrutura suporta, (b) tensão máxima resultante segundo o critério de Von Mises, (c) deslocamento resultante, (d) fator de segurança



Fonte: Autoria própria (2025)

Como pode ser observado na Figura 41b, as tensões máximas na estrutura são da ordem de 26,5 MPa segundo o critério de Von Mises. Com um deslocamento máximo resultante de 0,16 mm (Figura 41c) e um fator de segurança mínimo de 7, conforme mostrado na Figura 41d, o que demonstra que a estrutura do braço suporta as cargas de trabalho a que é submetida.

Uma vez verificada a resistência do sistema mecânico, foram realizados o corte das chapas, a soldagem e a usinagem dos furos para, finalmente, realizar a montagem, conforme pode ser observado na Fotografia 5.

Fotografia 5 - Sistema mecânico para o processamento GISS

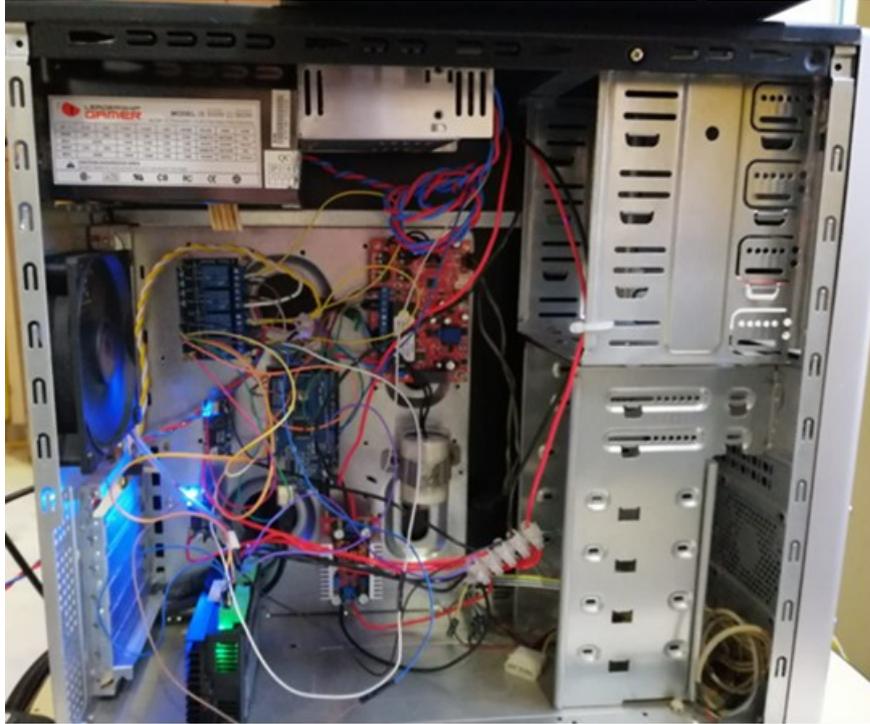


Fonte: Autoria própria (2025)

4.1.2 Montagem do sistema elétrico e de controle

O sistema elétrico e de controle foi montado dentro de um gabinete de computador. Na Fotografia 6 são mostrados os componentes que o compõem, evidenciando as conexões entre o Arduino Mega, o relé e os drivers para controlar os motores, alimentados pelos reguladores de tensão. Foi verificado o seu correto funcionamento.

Fotografia 6 - Sistema elétrico e de controle montado dentro do gabinete do computador



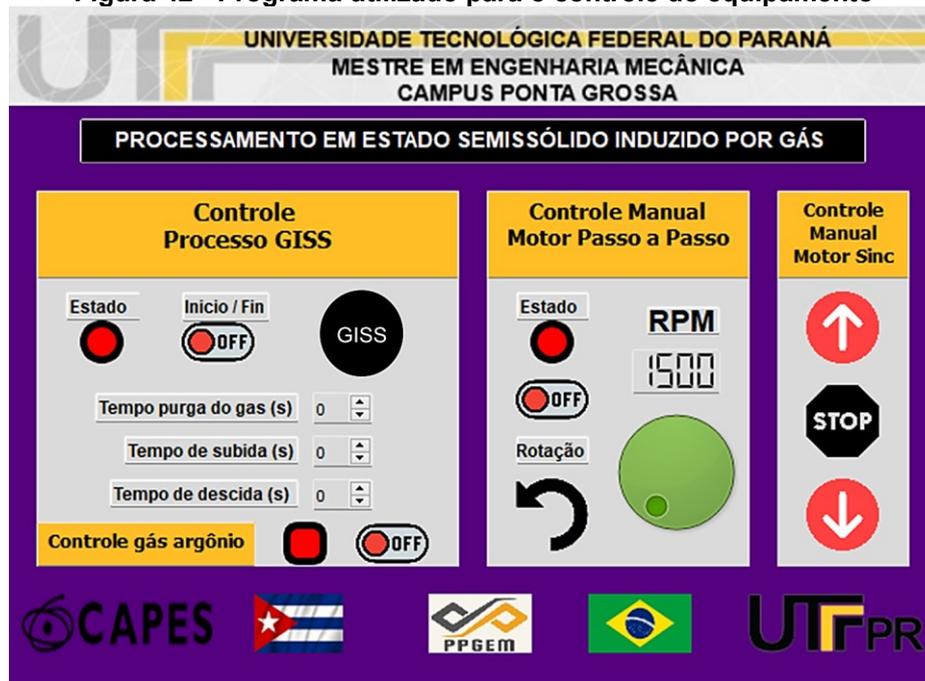
Fonte: Autoria própria (2025)

4.1.3 Programa de controle do processo GISS

Uma vez executado o programa (.exe), aparecerá uma janela do Windows solicitando a porta COM para comunicação com o Arduino e, em seguida, será aberta a interface utilizada para o controle e automação do equipamento, conforme mostrado na Figura 42. O controle de cada motor é individual, permitindo que sejam acionados manualmente, assim como a abertura e o fechamento da válvula solenóide de controle do fluxo de gás argônio.

No caso da execução do processo GISS, é necessário primeiro definir o tempo de injeção do argônio, juntamente com o tempo de subida e descida do mecanismo. O tempo de subida é de aproximadamente 18 s, enquanto o tempo de descida, para a configuração utilizada, é de 11 s, para que o mecanismo seja interrompido antes da entrada no forno e aguarde até que a temperatura inicial do processo seja alcançada.

Figura 42 - Programa utilizado para o controle do equipamento



Fonte: Autoria própria (2025)

Para dar início ao processo GISS, o botão Início/Fim é ativado aproximadamente a 4 °C acima da temperatura inicial, ou seja, se for 610 °C, será em 614 °C. O mecanismo então subirá até ser interrompido pelo sensor no limite superior e, em seguida, descerá até parar na entrada do forno, de acordo com o tempo de descida previamente calculado, de modo que se detenha aproximadamente 1 ou 2 °C acima da temperatura inicial.

Em seguida, aguarda-se até atingir a temperatura de 610,9 °C e é rapidamente pressionado o botão circular preto denominado GISS, que acionará o gás argônio e aguardará 5 segundos. A partir daí, o mecanismo entrará no alumínio a 610 °C, iniciando o processo e injetando o gás durante o tempo previamente estabelecido. Posteriormente, o mecanismo sairá e subirá até o limite superior, encerrando o fluxo de gás argônio e finalizando o processo GISS.

4.2 Caracterização microestrutural do A380 na condição como fundida e refinada - modificada

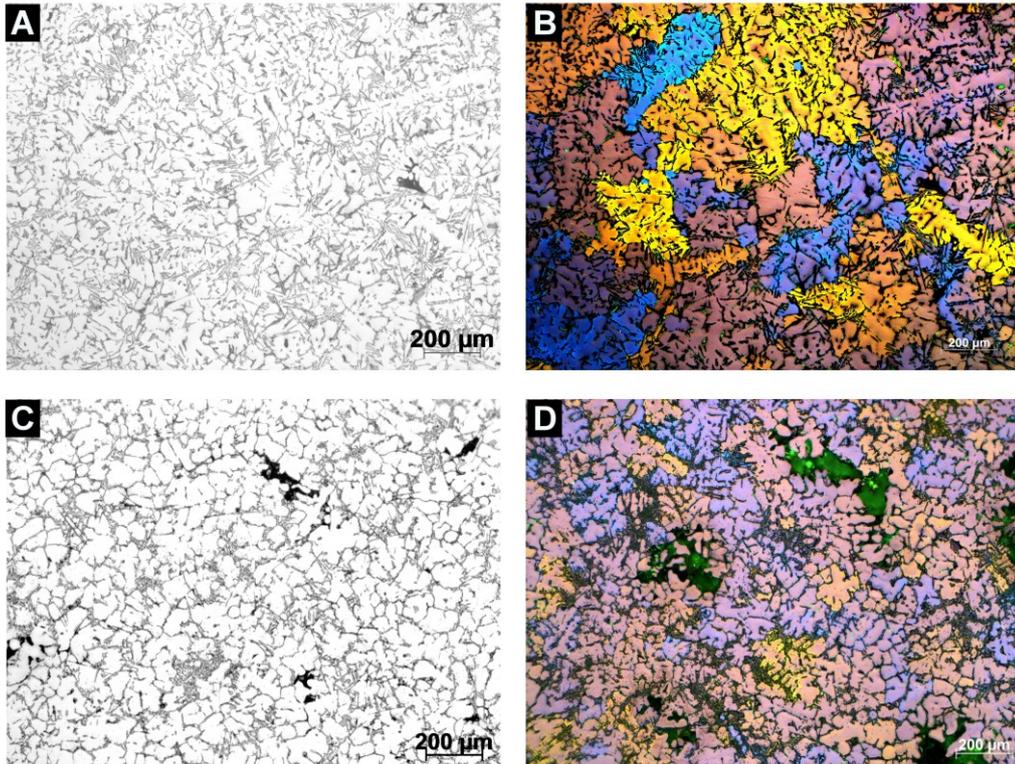
Inicialmente, foi realizada uma caracterização microestrutural do alumínio A380 utilizado, em sua condição como fundido e também quando modificado e refinado, sendo realizado o vazamento à temperatura de 610 °C para caracterizar a microestrutura antes do processo GISS.

Na Figura 43 são apresentadas imagens de microscopia óptica convencional e sob luz polarizada do alumínio A380, nas condições como fundido (A - B) e refinado-modificado (C - D), respectivamente.

É possível observar, na condição como fundido, uma estrutura de Al primário (α -Al) relativamente grosseira, com crescimento dendrítico bem desenvolvido e regiões segregadas, indicando um crescimento direcional da solidificação. Apresenta fases interdendríticas (ricas em silício) em forma de placas circulares, características próprias da liga empregada, conforme observado nos trabalhos de Arendarchuck (2022) e Ferreira (2017).

Ao ser adicionado 0,2% de Al₅Ti₁B e 200 ppm de Sr, observa-se na Figura 43 (C - D) uma microestrutura visivelmente mais refinada, com grãos mais equiaxiais e homogêneos quanto ao tamanho e à orientação. O Sr modifica as fases eutéticas de silício, alterando sua morfologia de placas em forma de agulhas para partículas fibrosas dispersas na matriz. Também são observados espaços escuros e verdes com formas irregulares, característicos de porosidade por contração (*shrinkage porosity*), devido à falta de alimentação de metal líquido em regiões que se contraem.

Figura 43 - Imagens da liga A380 na condição como fundida (A - B), e com Al5Ti1B + Sr (C - D), via metalografia convencional e microscopia com luz polarizada respectivamente



Fonte: Autoria própria (2025)

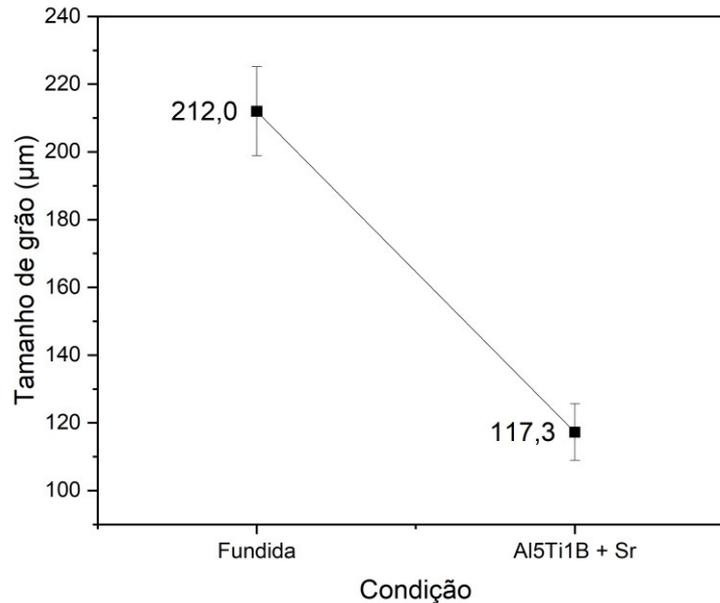
A partir das imagens obtidas por microscopia com luz polarizada, foi possível calcular o tamanho de grão para as diferentes condições. Os valores são apresentados no Gráfico 6.

Constatou-se que a adição combinada de Al5Ti1B e Sr à liga A380 resultou em uma redução de 44,1% no tamanho de grão em comparação com a condição como fundida, destacando a efetividade da adição de 0,2% de Ti por meio da liga Al5Ti1B no refinamento microestrutural da fase α -Al.

No trabalho de Ferreira (2017), ao utilizar a mesma liga e os mesmos percentuais de refinador e modificador que neste estudo, foi promovida uma redução de 73% no tamanho de grão em comparação com a condição como fundida, o que ressalta a importância do uso desses aditivos.

A diferença no tamanho de grão entre ambos os trabalhos deve-se ao fato de que a temperatura de vazamento neste estudo foi de 610 °C, sendo inferior à utilizada por Ferreira (2017), o que resultou em uma diminuição do GS de 643,9 μm para 212 μm na condição fundida e de 175,2 μm para 117,2 μm na condição refinada.

Gráfico 6 - Tamanho de grão (μm) das amostras na condição como fundida e refinada e modificada obtido por meio da técnica de interceptos de Heyn



Fonte: Autoria própria (2025)

É necessário destacar que, ao adicionar Sr, não se estabelece nenhuma relação com o aumento ou diminuição dos valores de GS, pelo que não interage com as partículas nucleantes nem altera o crescimento da fase primária Al- α (Ferreira, 2017).

4.3 Caracterização do A380 obtido por meio do processo GISS

Para caracterizar a microestrutura da liga A380 obtida por meio do processo GISS e selecionar os melhores parâmetros utilizando o método de um fator por vez (OFAT), foram analisados os seguintes parâmetros: temperatura de início do processo, tempo de purga do gás, fluxo de argônio, comparação entre os 10% de fração sólida (fs) obtidos pela técnica de Scheil e por DSC, além da variação do fluxo com a injeção de argônio até atingir 10% de fs conforme a técnica de Scheil.

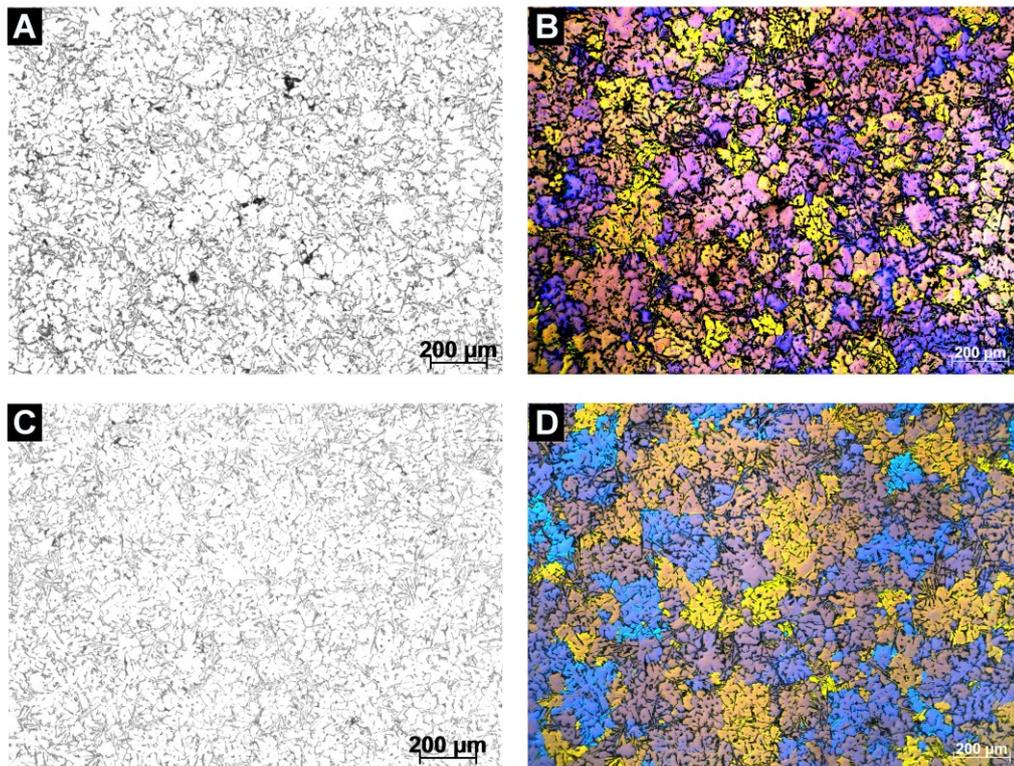
4.3.1 Avaliação da temperatura inicial do processo GISS

Um dos parâmetros que influenciam na microestrutura final obtida ao aplicar o processo GISS é a temperatura inicial. No trabalho de Honarmand *et al.* (2021), para a liga A380, empregando o processo GISS com 4 L/min e 15 s, obteve-se um tamanho de grão para a temperatura inicial de 620 °C de 56,75 μm , enquanto que para 610 °C foi menor, sendo de 54,23 μm .

Sabendo que, ao empregar a temperatura de 610 °C, obtém-se um menor tamanho de grão, comparou-se essa temperatura com 605 °C para verificar se a primeira é de fato a ideal a ser utilizada ou se, ao reduzir ainda mais a temperatura, o tamanho de grão (GS) também apresentaria diminuição.

Na Figura 44 são apresentadas imagens de microscopia óptica convencional e com luz polarizada da evolução microestrutural da liga A380 por meio do processo GISS com 4 L/min e 25 s, utilizando duas temperaturas iniciais distintas, sem refinador nem modificador: 605 °C (Figura 44 A - B) e 610 °C (Figura 44 C - D).

Figura 44 - Imagens da liga A380 obtidas por meio do processo GISS com 4 L/min e 25 s para duas temperaturas iniciais: 605 °C (A - B) e 610 °C (C - D), obtidas por metalografia convencional e microscopia com luz polarizada, respectivamente



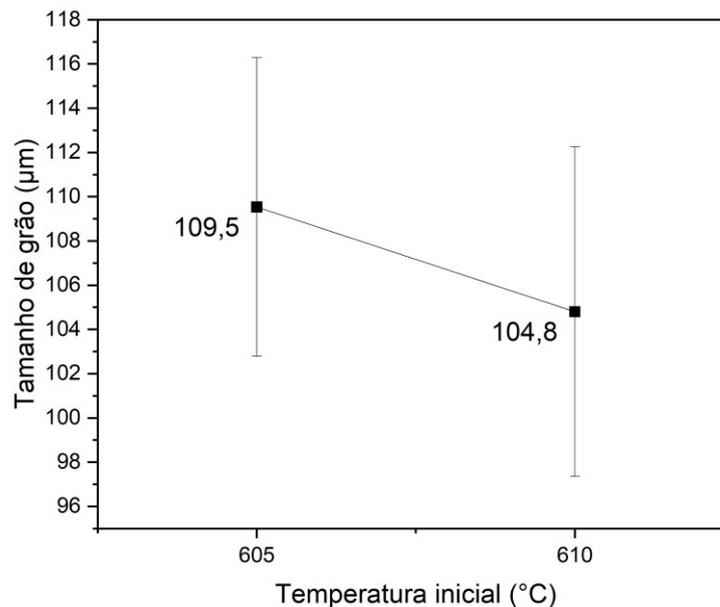
Fonte: Autoria própria (2025)

Ao empregar 605 °C como temperatura inicial, observa-se uma microestrutura com partículas de α -Al bem distribuídas, mas com morfologia ainda não completamente dendrítica. As estruturas apresentam-se alongadas ou com ramificações parciais, indicando uma globularização incompleta. Além disso, há uma maior presença de poros de contração, o que pode indicar uma solidificação iniciada de forma precoce, dificultando ou mesmo evitando o rompimento das ramificações dendríticas.

Em contraste, ao ser empregada a temperatura de 610 °C, a microestrutura revela uma transição de uma estrutura dendrítica para uma morfologia em forma de roseta, onde as partículas primárias de α -Al apresentam núcleos mais esféricos, ainda que com ramificações dendríticas, especialmente nas extremidades. Essa morfologia é indicativa de um estado intermediário rumo à globularização, favorecido por uma maior fração líquida e pela difusão superficial, que permite o arredondamento parcial das dendritas. Além disso, observa-se uma menor porosidade e uma distribuição mais uniforme das fases.

Os valores correspondentes ao tamanho de grão, obtidos por meio da técnica de interceptos de Heyn para as duas temperaturas iniciais, estão apresentados no Gráfico 7.

Gráfico 7 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS com 4 L/min e 25 s para as temperaturas iniciais 605 °C e 610 °C



Fonte: Autoria própria (2025)

Com base nos resultados obtidos neste estudo para a liga A380 e também nos dados apresentados por Honarmand *et al.* (2021), pode-se concluir que o leve aumento na temperatura inicial aproximadamente 8 - 10 °C acima da temperatura líquida, favorece a evolução microestrutural durante o processamento via GISS. A temperatura de 610 °C promove uma estrutura mais homogênea, com partículas α -Al mais globulares, menor porosidade e menor tamanho de grão, como evidenciado no Gráfico 7, onde se observa uma redução de 4,3% no GS (de 109,5 μm para 104,8 μm) em relação à temperatura de 605 °C. Esses resultados corroboram as observações

obtidas por microscopia e indicam uma tendência de melhoria microestrutural com a temperatura inicial de 610 °C. No entanto, a diferença no tamanho de grão (GS) não apresentou significância estatística, o que sugere que a variação de temperatura, nesse intervalo, não é um fator determinante isolado para a redução do GS na liga A380 processada via GISS.

4.3.2 Efeito do tempo de injeção de gás na microestrutura

Para avaliar o efeito do tempo de injeção de argônio sobre a microestrutura da liga A380 no processo GISS, foram comparadas amostras com e sem a adição de refinadores Al5Ti1B + Sr em diferentes tempos de injeção (20 s, 25 s, 30 s e 56 s), mantendo-se constante a temperatura inicial de 610 °C e o fluxo de 4 L/min.

No tempo de 20 segundos, na condição sem refinador (Figura 45 A–B), a microestrutura apresenta partículas α -Al ainda alongadas e parcialmente dendríticas, com contornos pouco definidos e presença de fases interconectadas. A globularização é limitada, sugerindo tempo insuficiente para fragmentação completa. Também se observam poros de contração distribuídos entre as partículas, o que pode indicar solidificação prematura em algumas regiões. Já na condição com refinador (Figura 45 C–D), observa-se uma melhoria clara na morfologia das partículas, com grãos mais equiaxiais e bem distribuídos, em alguns casos em forma de roseta. A adição dos refinadores promoveu nucleação mais eficiente, mesmo com curto tempo de agitação. A porosidade é visivelmente reduzida, e os poros que aparecem são menores e mais dispersos, sugerindo melhor fluidez e homogeneidade da pasta.

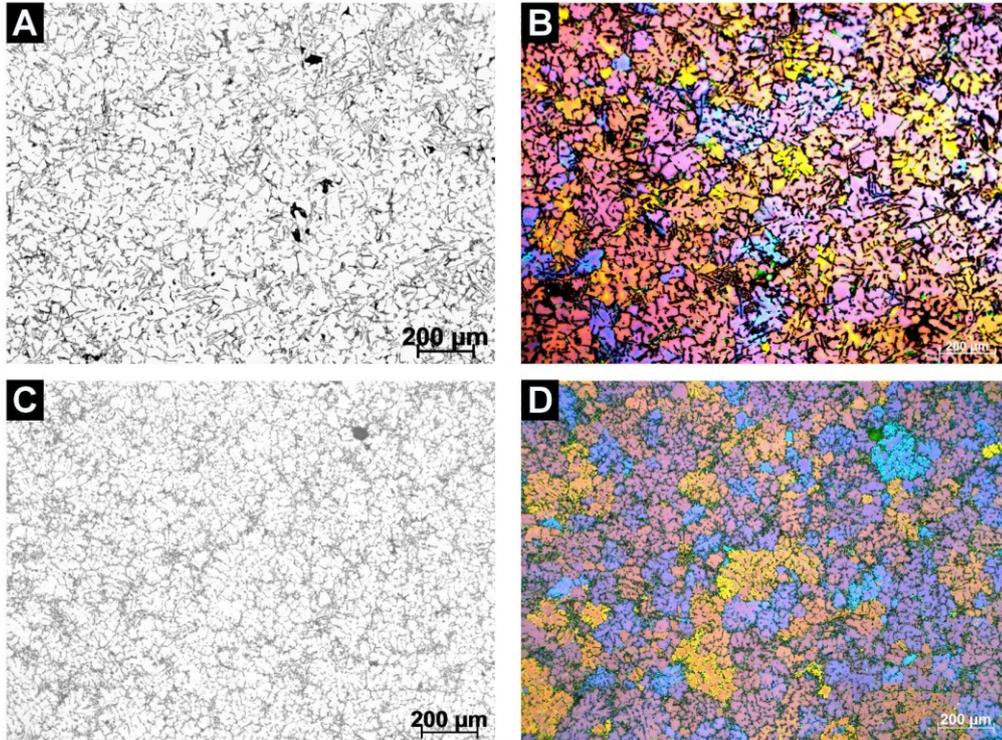
Com 25 segundos de injeção e sem refinador (Figura 45 E–F), a microestrutura apresenta grãos bem definidos, com morfologia em forma de roseta. A redução das dendritas e a boa separação entre partículas indicam uma condição bastante favorável ao processamento em estado semissólido. Além disso, a porosidade observada é baixa, com poucos poros isolados e pequenos, o que reforça a boa qualidade microestrutural alcançada neste tempo.

Com 30 segundos, na condição sem refinador (Figura 45 G–H), observa-se uma morfologia em forma de roseta e, em alguns casos, rosetas maduras, com tamanho de grão menor, e já com início de coalescência entre partículas, o que pode comprometer a fluidez e a estabilidade da pasta semissólida. A homogeneidade ainda é razoável, mas aparecem poros maiores e mais frequentes, indicando possível aprisionamento de gás ou retração durante a solidificação.

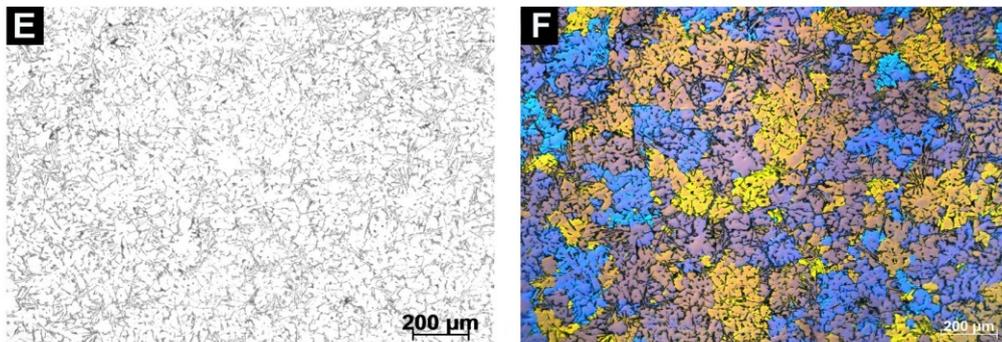
Figura 45 - Imagens da liga A380 por meio do processo GISS com 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C para diferentes tempos de injeção de: 20 s (A – B) (C – D com refinador), 25 s (E - F), 30 s (G – H) (I – J com refinador), 56 s (K - L) via metalografia convencional e microscopia com luz polarizada respectivamente

(continua)

20s



25s



30s

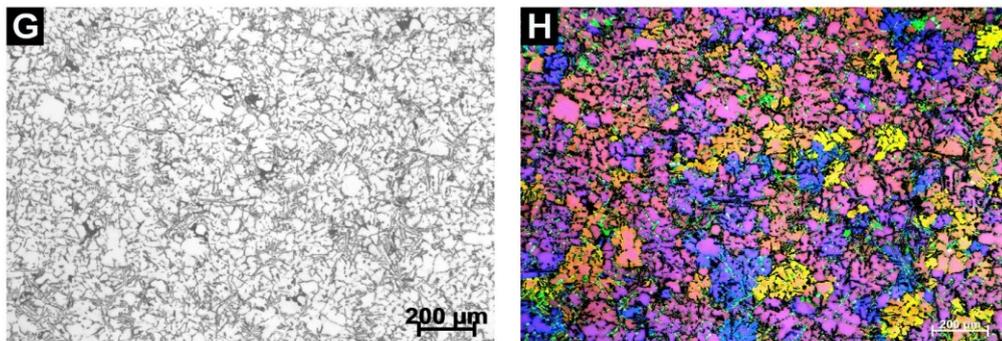
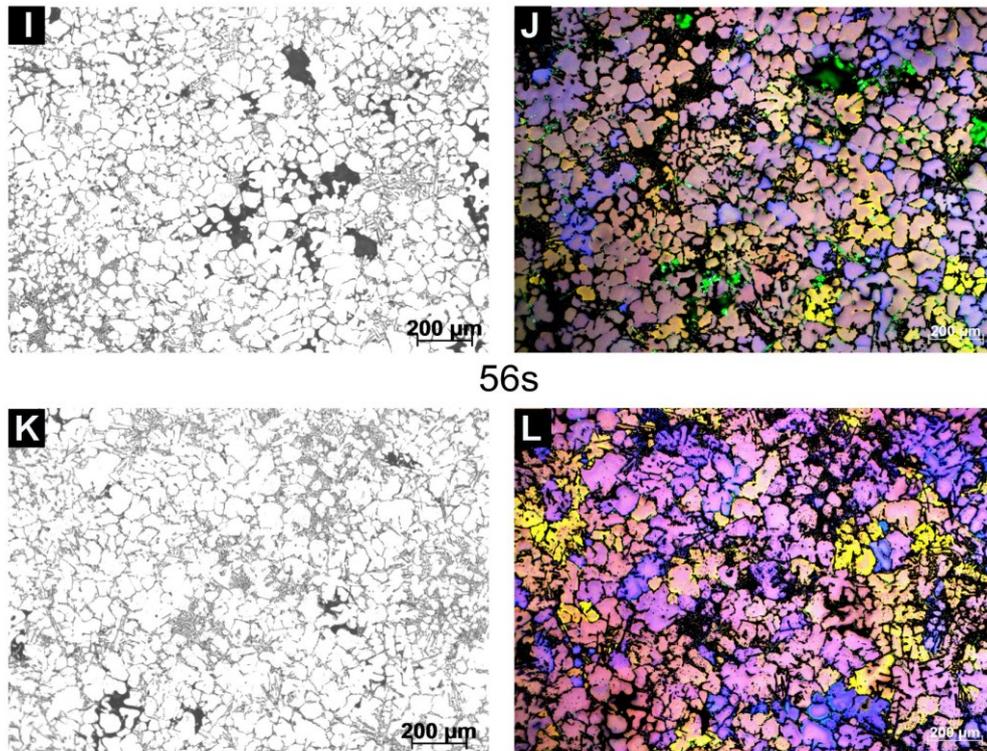


Figura 45 - Imagens da liga A380 por meio do processo GISS com 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C para diferentes tempos de injeção de: 20 s (A – B) (C – D com refinador), 25 s (E - F), 30 s (G – H) (I – J com refinador), 56 s (K - L) via metalografia convencional e microscopia com luz polarizada respectivamente

(conclusão)



Fonte: Autoria própria (2025)

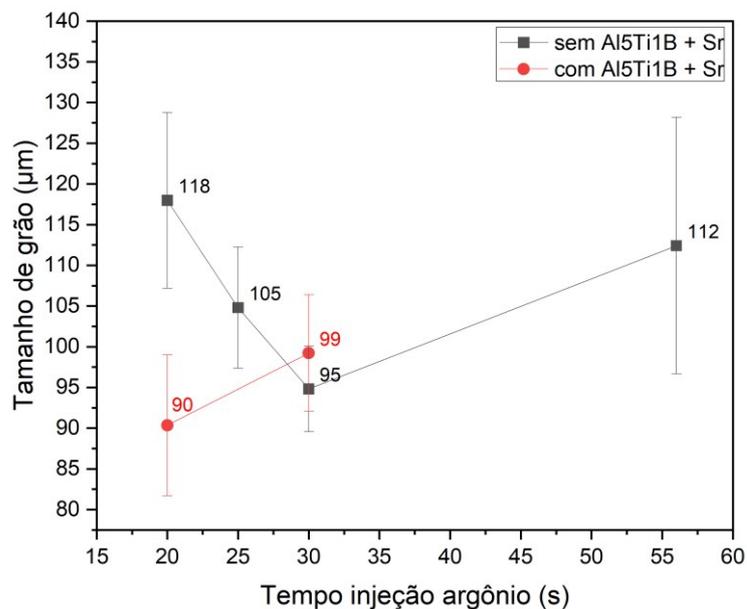
Já na condição com refinador (Figura 45 I–J), a microestrutura apresenta grãos globulares bem desenvolvidos, porém também começa a evidenciar sinais de coalescência. Apesar disso, os refinadores ajudam a manter melhor definição dos contornos de grão e distribuição mais uniforme. Os poros estão presentes em menor quantidade do que na condição sem refinador, mas há alguns de tamanho considerável, mostrando que o tempo prolongado de agitação já influencia negativamente a integridade da estrutura.

Por fim, aos 56 segundos, na condição sem refinador (Figura 45 K–L), a microestrutura apresenta intensa coalescência, com grãos grandes, irregulares e mal definidos. Observa-se a formação de regiões líquidas interconectadas, indicando fusão parcial das partículas. A porosidade é elevada, com poros de diferentes tamanhos e formas, comprometendo significativamente a qualidade da pasta. Essa condição representa um tempo excessivo de agitação, desfavorável ao processamento semissólido.

O aumento do tempo de injeção de argônio inicialmente favorece a globularização da microestrutura no processo GISS da liga A380, especialmente até 25 s, resultando em grãos com morfologia em forma de roseta e baixa porosidade. Sem refinadores, o tempo de 25 s apresentou a melhor condição. Com a adição de refinadores Al5Ti1B + Sr, observa-se uma melhoria geral na nucleação e na forma dos grãos, obtendo-se microestrutura globular aos 30 s. Quando o tempo ultrapassa os 30 s, ocorrem coalescência e aumento da porosidade, comprometendo a qualidade da pasta semissólida.

O Gráfico 8 evidencia que o aumento do tempo de injeção de argônio influencia diretamente no tamanho de grão da liga A380 durante o processo GISS. Observa-se que, sem a adição de refinadores e modificadores, o tamanho de grão (GS) diminui até atingir um valor mínimo de 95 μm com 30 segundos de injeção, indicando uma condição ideal de refinamento. No entanto, com o aumento do tempo para 56 segundos, o GS volta a crescer, atingindo 112 μm , o que sugere a ocorrência de coalescência entre partículas e uma conseqüente deterioração da microestrutura.

Gráfico 8 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS com 4 L/min para diferentes tempos de injeção de argônio 20 s até 56 s com e sem Al5Ti1B + Sr



Fonte: Autoria própria (2025)

Com a adição combinada de refinador e modificador, observou-se uma redução ainda mais significativa e estável no tamanho de grão (GS) da liga A380 durante o processo GISS. Os valores permaneceram entre 90 μm e 99 μm no intervalo de 20 a 30 segundos de injeção de argônio, evidenciando a eficiência da combinação

na promoção de uma microestrutura refinada. Tal comportamento está em consonância com as microestruturas observadas, nas quais se identificam grãos globulares, bem distribuídos e com menor incidência de porosidade. O tempo de injeção de 30 s demonstrou ser o mais eficiente em termos de refino de grão, enquanto tempos superiores indicaram tendência à coalescência, comprometendo a qualidade da pasta semissólida formada.

4.3.3 Efeito do fluxo de argônio na microestrutura e no refinamento de grão

A Figura 46 mostra o efeito do fluxo de argônio na microestrutura da liga A380 no processo GISS, com e sem adição de refinadores (Al5Ti1B + Sr), em diferentes vazões de gás (4, 6, 8 e 12 L/min). As amostras sem refinadores (Figura 46 A–B, E–F, G–H e K–L) apresentam morfologias variadas.

Para 4 L/min (Figura 46 A–B), a microestrutura apresenta predominantemente crescimento dendrítico, com grãos alongados, mal definidos e porosidade visível, indicando agitação e nucleação insuficientes. No caso de 6 L/min (Figura 46 E–F), observa-se um leve refinamento com formação parcial de grãos em roseta e maior homogeneidade, porém ainda com crescimento dendrítico, especialmente nas bordas. Com o fluxo de 8 L/min (Figura 46 G–H), a microestrutura apresenta grãos mais arredondados, com morfologia intermediária entre roseta e globular e menor porosidade, sugerindo melhor condição de agitação. No entanto, em 12 L/min (Figura 46 K–L), há diminuição do tamanho de grão, com grãos irregulares em forma de roseta, mas ocorre coalescência e aumento da porosidade, o que pode indicar turbulência causada pelo excesso de fluxo de gás argônio.

Nas amostras com refinadores (Figura 46 C–D e I–J), o efeito da modificação é evidente. Em 4 L/min (Figura 46 C–D), já se observa uma microestrutura com grãos arredondados e bem definidos, com baixa porosidade, caracterizando uma morfologia globular. Em 8 L/min (Figura 46 I–J), essa globularização é ainda mais evidente, com grãos uniformes, bem distribuídos e com pouca porosidade, representando a condição mais favorável ao processamento semissólido. Portanto, a adição de refinadores melhora significativamente a nucleação e o controle morfológico dos grãos, permitindo alcançar microestrutura globular com fluxos moderados. Por outro lado, fluxos muito elevados, mesmo com refinadores, podem comprometer a qualidade da pasta devido ao aumento da coalescência e da porosidade por gás.

Figura 46 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C em diferentes vazões de gás: 4 L/min (A – B) (C – D com refinador), 6 L/min (E - F), 8 L/min (G – H) (I – J com refinador), 12 L/min (K - L) por metalografia convencional e microscopia colorida, respectivamente

(continua)

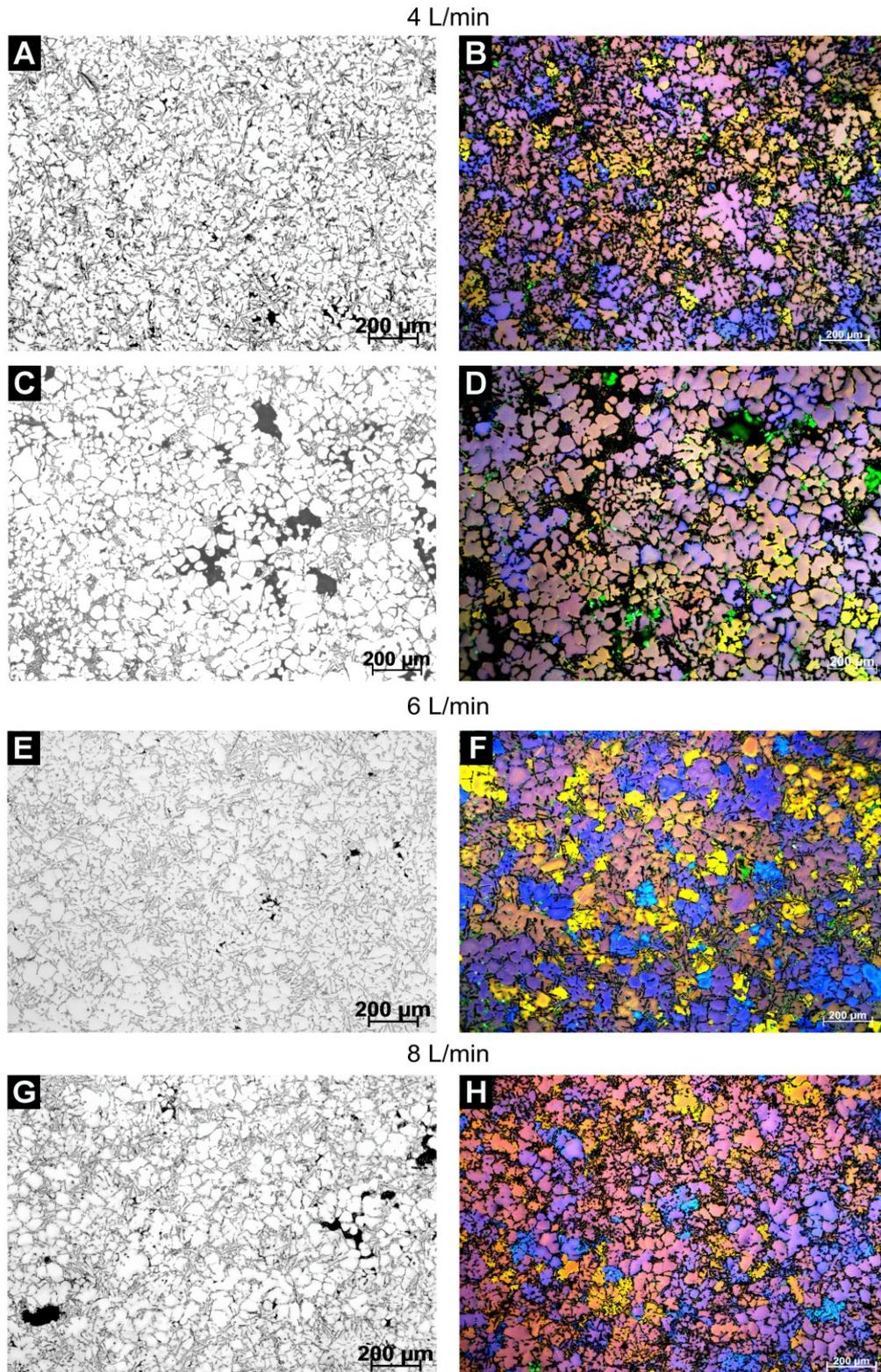
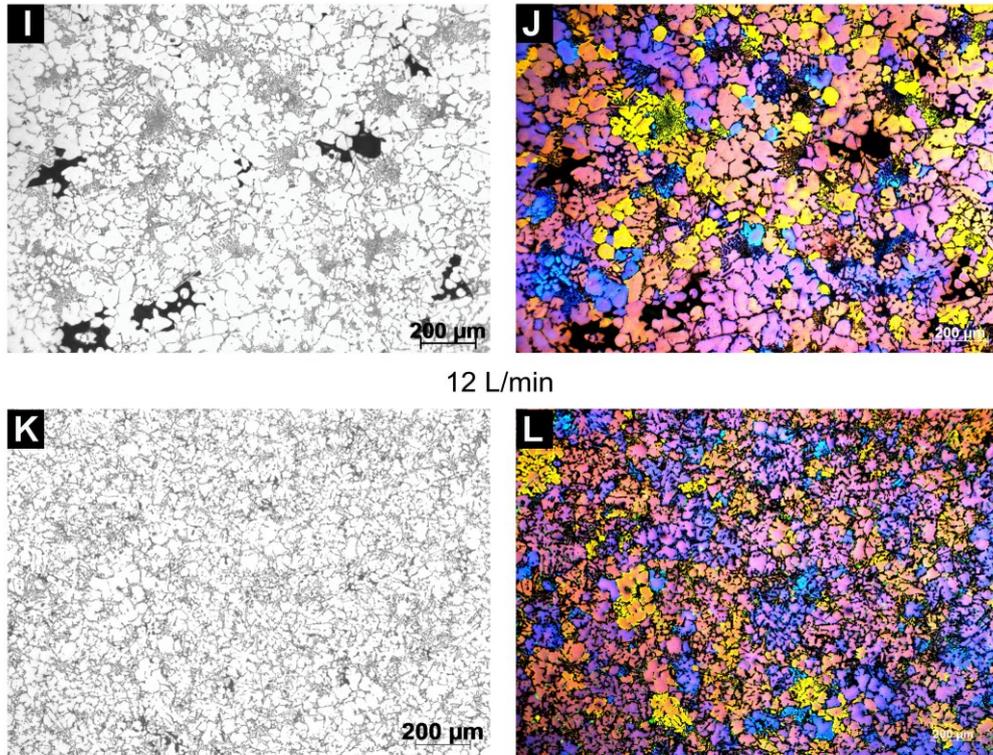


Figura 46 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e temperatura inicial de 610 °C em diferentes vazões de gás: 4 L/min (A – B) (C – D com refinador), 6 L/min (E - F), 8 L/min (G – H) (I – J com refinador), 12 L/min (K - L) por metalografia convencional e microscopia colorida, respectivamente

(conclusão)



Fonte: Autoria própria (2025)

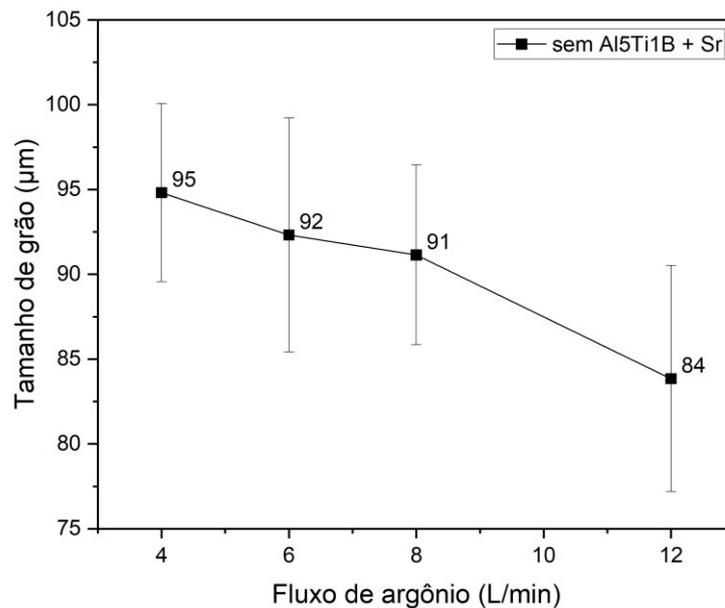
Ao comparar as condições com e sem (Al₅Ti₁B + Sr), observam-se dois comportamentos distintos na evolução do tamanho de grão em função do fluxo de argônio durante o processo GISS.

Como observado no Gráfico 9, quando não é utilizado refinador, o tamanho do grão diminui progressivamente à medida que o fluxo de argônio aumenta, passando de 95 μm para 84 μm entre 4 e 12 L/min. Esse comportamento reflete que o aumento do fluxo de argônio favorece a agitação da liga fundida, promovendo uma maior nucleação e fragmentação das dendritas. No entanto, as imagens microestruturais associadas mostram que, embora haja um leve refinamento entre 6 e 8 L/min, ainda predominam morfologias dendríticas com presença de porosidade, especialmente nas bordas.

Quando é adicionado refinador e modificador, o tamanho do grão permanece relativamente constante em torno de 99 a 101 μm, com um leve aumento conforme o aumento do fluxo. A presença de Al₅Ti₁B + Sr domina o processo de nucleação, gerando, a partir de 4 L/min, uma microestrutura globular, com grão fino, bem definido

e baixa porosidade. Em particular, a 8 L/min observa-se uma morfologia mais uniforme e globular, o que coincide com uma condição ótima para a formação da pasta semissólida, sem que o fluxo excessivo cause turbulência ou coalescência.

Gráfico 9 - Tamanho de grão (μm) por meio do processo GISS para diferentes fluxos de gás argônio 4, 6, 8 e 12 L/min com e sem Al5Ti1B + Sr



Fonte: Autoria própria (2025)

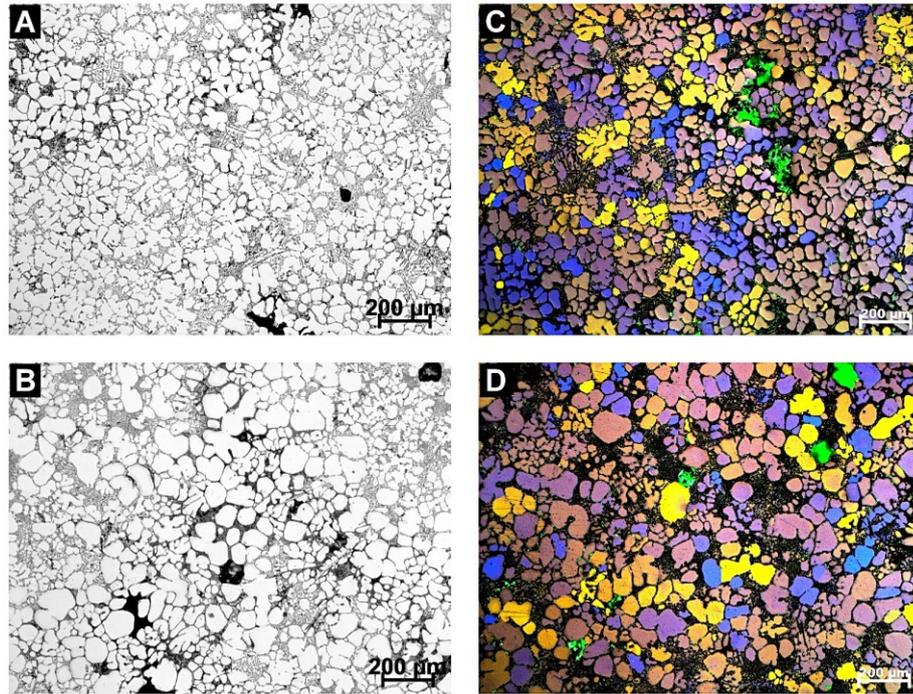
Embora o fluxo de argônio por si só possa refinar a estrutura, a adição de refinadores permite alcançar uma globularização eficiente com menor sensibilidade ao fluxo, sendo 8 L/min uma condição ideal para equilibrar agitação, nucleação e controle morfológico, maximizando a qualidade microestrutural.

4.3.4 Comparação da microestrutura obtida ao injetar argônio até 10%fs, conforme a temperatura pelas técnicas de Scheil e DSC

A Figura 47 mostra a microestrutura obtida ao injetar argônio até 10% de fração sólida, conforme a temperatura determinada pelas técnicas de Scheil e DSC. Ao injetar argônio até aproximadamente 596 °C (10% de fração sólida pela técnica de Scheil), observa-se uma microestrutura majoritariamente globular, com grãos pequenos e distribuídos de forma homogênea.

Por outro lado, ao injetar até aproximadamente 589 °C (10% de fração sólida pela técnica DSC), observa-se uma microestrutura também majoritariamente globular, porém com tamanho de grão maior e irregular.

Figura 47 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS com fluxo de 12 L/min ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme a temperatura determinada pelas técnicas: Scheil (A – B) e DSC (C – D) por metalografia convencional e microscopia colorida



Fonte: Autoria própria (2025)

Para quantificar a microestrutura obtida tanto pela técnica de Scheil quanto pela técnica DSC, foi realizada a medição do tamanho de célula dendrítica (DCS), utilizando as imagens de metalografia óptica convencional, e do tamanho de grão (GS), com base nas imagens obtidas por microscopia com luz polarizada. Além disso, foi calculada a relação entre esses dois parâmetros, a fim de avaliar cada condição, incluindo o fator de forma (SF) e o índice RQI, que são parâmetros utilizados para avaliar o comportamento do material em estado semissólido. A Tabela 11 apresenta o resumo dos valores médios de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e índice RQI para as duas condições analisadas.

Tabela 11 - Valores médios de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e RQI obtidos no processo GISS com fluxo de 12 L/min, ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas de Scheil e DSC (média \pm desvio padrão)

Condição	DCS (μm)	GS (μm)	DCS/GS	SF	RQI
GISS até 10%fs via Scheil	53,59 \pm 1,25	78,95 \pm 5,19	0,68 \pm 0,029	0,603 \pm 0,018	0,409 \pm 0,017
GISS até 10%fs via DSC	57,55 \pm 2,75	102,65 \pm 8,98	0,56 \pm 0,022	0,636 \pm 0,013	0,357 \pm 0,014

Fonte: Autoria própria (2025)

Não foi observada uma diferença significativa em relação ao DCS quando a temperatura é selecionada utilizando as duas técnicas diferentes, sendo 7% menor o

valor do DCS ao empregar o método de Scheil. Da mesma forma, o SF indica que a forma dos grãos é muito semelhante em ambas as técnicas. Em relação ao GS, observa-se uma redução de 23%, de 102,65 μm para 78,95 μm , quando se utiliza a temperatura conforme Scheil. Nessa mesma condição, há um aumento de 12,7% no índice RQI, indicando um melhor comportamento em condições semissólidas.

Usando a condição de 10% de fração sólida determinada segundo o método de Scheil, o fluxo de argônio foi variado para 10 L/min e 15 L/min com o objetivo de avaliar o efeito dessa variação na microestrutura da liga, com base nas amostras previamente obtidas com 12 L/min, a fim de definir as melhores condições a serem utilizadas antes do processo SC.

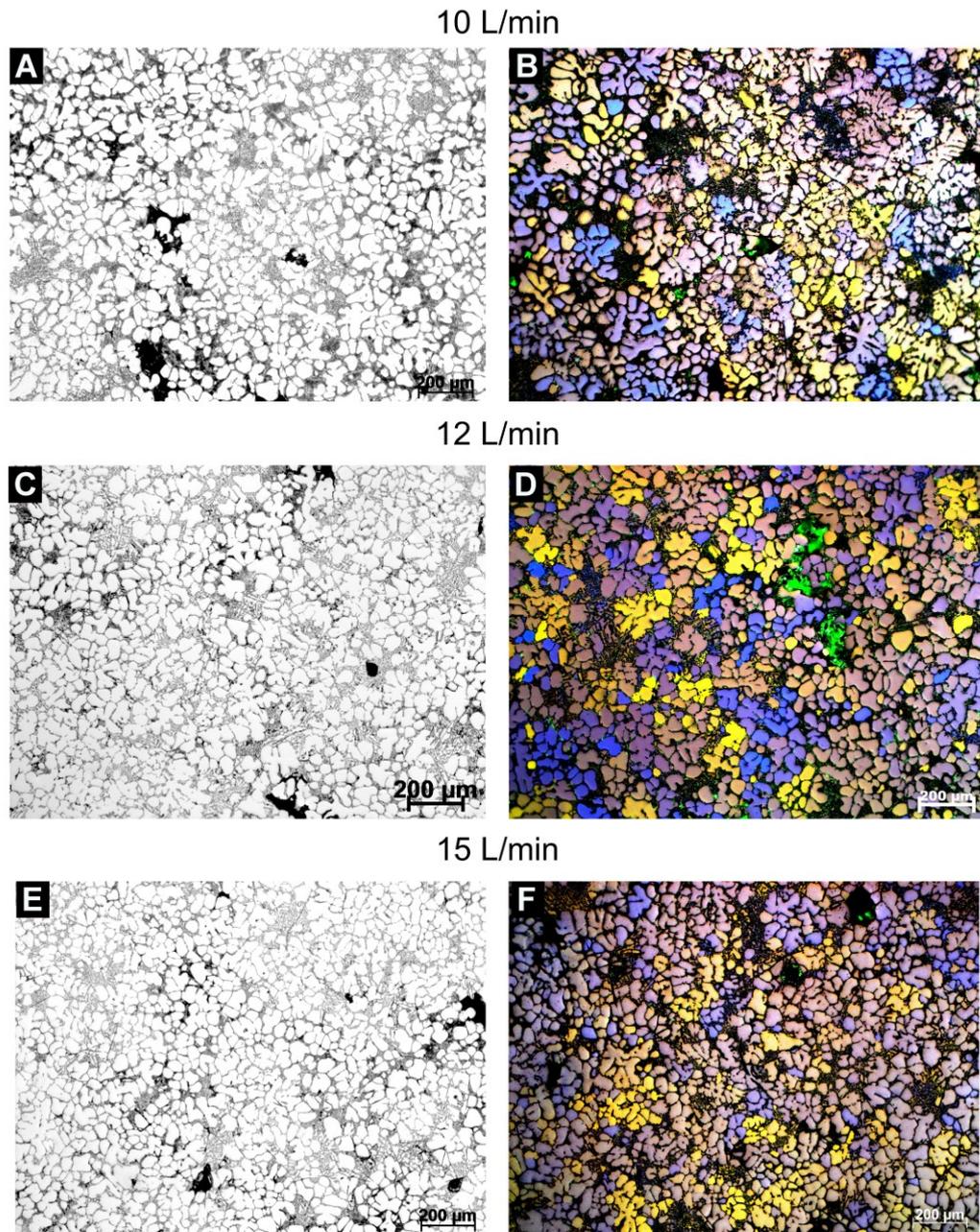
Na Figura 48 são apresentadas as microestruturas obtidas com fluxos de argônio de 10, 12 e 15 L/min, sob a condição de 10% de fração sólida determinada segundo o método de Scheil. Observa-se que, com 10 L/min (Figura 48 A - B), a maioria dos grãos apresenta uma morfologia intermediária entre roseta e globular, com alguns ainda mostrando vestígios dendríticos, especialmente nas regiões menos agitadas. A distribuição dos grãos parece relativamente uniforme, embora se notem áreas com aglomeração leve. É claramente visível uma maior quantidade de poros, indicando baixa densificação ou excesso de coalescência, indicando que essa taxa de fluxo pode ser insuficiente para promover um refino mais eficiente.

Com 12 L/min (Figura 48 C - D), observa-se a melhor condição microestrutural entre as três analisadas. Os grãos apresentam, em sua maioria, morfologia globular bem definida, com contornos arredondados e pouca presença de braços dendríticos, indicando uma boa eficiência do processo de agitação. Além disso, nota-se uma distribuição mais homogênea dos grãos por toda a amostra, com menor variação de tamanho e uma redução significativa na porosidade visível, sugerindo que este fluxo favorece a formação de uma estrutura melhor para o processamento semissólido.

Já com 15 L/min (Figura 48 E-F), embora a morfologia globular dos grãos ainda seja mantida, observa-se uma tendência à coalescência entre grãos, o que pode indicar um início de crescimento excessivo ou fusão parcial entre eles. Além disso, nota-se um leve aumento na porosidade e uma distribuição menos homogênea da microestrutura em comparação à condição de 12 L/min. Esses efeitos podem estar associados a uma maior turbulência gerada pelo excesso de fluxo de argônio. Assim, o fluxo de 15 L/min pode representar um limite superior, onde o aumento do

cisalhamento já não contribui para o refinamento, mas sim para irregularidades estruturais indesejadas.

Figura 48 - Imagens da liga A380 obtidas pelo processo GISS ao injetar argônio até atingir 10% de fração sólida, conforme a temperatura determinada pela técnica de Scheil, com variação do fluxo de gás: 10 L/min (A – B), 12 L/min (C – D) e 15 L/min (E – F), por meio de metalografia convencional e microscopia colorida

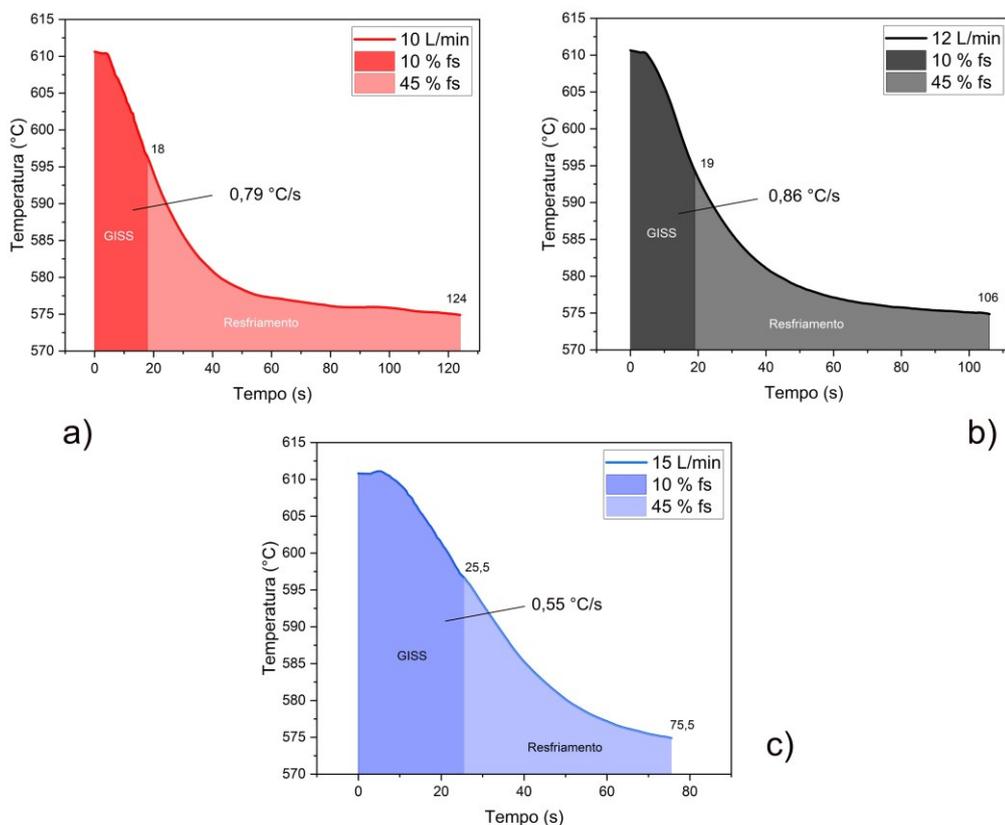


Fonte: Autoria própria (2025)

Portanto, o fluxo de 12 L/min se destaca como a condição mais adequada para obter microestruturas globulares e homogêneas antes de ser usado o processo SC.

Por meio do sistema de aquisição de dados, foram registrados os valores de temperatura em função do tempo, os quais são apresentados no Gráfico 10 para cada condição de fluxo de gás. A partir do gráfico, é possível observar o comportamento da curva do processo GISS desde o seu início, a 610 °C, passando pelo período de injeção de argônio até atingir a temperatura correspondente a 10% de fração sólida, e posteriormente o tempo de resfriamento até alcançar a temperatura relativa a 45% de fração sólida, momento em que foi realizado o vazamento.

Gráfico 10 - Comportamento da temperatura em função do tempo durante o processo GISS para diferentes fluxos de argônio: (a) 10 L/min, (b) 12 L/min e (c) 15 L/min



Fonte: Autoria própria (2025)

Com 10 L/min (Gráfico 10a), a temperatura correspondente a 10% de fração sólida é atingida em 18 segundos, apresentando uma taxa de resfriamento de 0,79 °C/s. Após esse ponto, o resfriamento prossegue até os 124 segundos.

Ao empregar 12 L/min (Gráfico 10b), o tempo necessário para atingir os 10% de fração sólida aumenta ligeiramente para 19 segundos, com uma taxa de resfriamento de 0,85 °C/s. No entanto, o tempo total de resfriamento diminui, sendo necessários apenas 106 segundos.

Por fim, com 15 L/min (Gráfico 10c), observa-se o maior tempo de injeção durante o processo GISS, com 25,5 segundos, além da menor taxa de resfriamento entre as três condições, de apenas 0,55 °C/s. Ainda assim, o tempo total de resfriamento é o menor, de apenas 75,5 segundos.

O aumento do fluxo de argônio durante o processo GISS exige um maior tempo de injeção para que se atinja a temperatura correspondente a 10% de fração sólida. Por outro lado, o tempo de resfriamento é reduzido, provavelmente devido ao aumento da turbulência provocada pelo fluxo elevado de gás. A melhor condição de resfriamento foi observada com o fluxo de 12 L/min, que apresentou a maior taxa de resfriamento combinada a um tempo total razoável antes da realização do vazamento.

Na Tabela 12, é apresentado o resumo dos valores médios de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e índice RQI, obtidos com a variação do fluxo de argônio entre 10 e 15 L/min durante o processo GISS até atingir 10% de fração sólida.

Tabela 12 - Valores médios (\pm desvio padrão) de DCS, GS, razão DCS/GS, SF e RQI da liga A380 processada por GISS até 10% fs conforme a técnica de Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min

Fluxo de argônio (L/min)	DCS (μm)	GS (μm)	DCS/GS	SF	RQI
10	52,71 \pm 2,55 2,5522,55	96,52 \pm 10,46	0,56 \pm 0,009	0,595 \pm 0,033	0,326 \pm 0,020
12	53,59 \pm 1,25	78,95 \pm 5,19	0,68 \pm 0,029	0,603 \pm 0,018	0,409 \pm 0,017
15	52,18 \pm 3,31	92,85 \pm 4,38	0,55 \pm 0,032	0,579 \pm 0,024	0,325 \pm 0,005

Fonte: Autoria própria (2025)

De forma semelhante, ao variar o fluxo de gás, observa-se que a diferença nos valores de DCS foi mínima, sendo o maior valor de glóbulo obtido com o fluxo de 12 L/min (53,59 μm). No caso do SF, as formas dos grãos são bastante próximas para os fluxos de 10 e 12 L/min, enquanto na condição de 15 L/min os grãos apresentam uma morfologia menos circular. Tanto para o GS quanto para o índice RQI, verifica-se que o menor tamanho de grão e o maior valor de RQI foram alcançados com o fluxo de 12 L/min. Nota-se que, com um fluxo menor, o GS é mais elevado, e com um fluxo maior ele volta a aumentar, o que indica que 12 L/min representa um ponto ideal para obter o menor tamanho de grão e, conseqüentemente, a melhor qualidade microestrutural para o processamento semissólido.

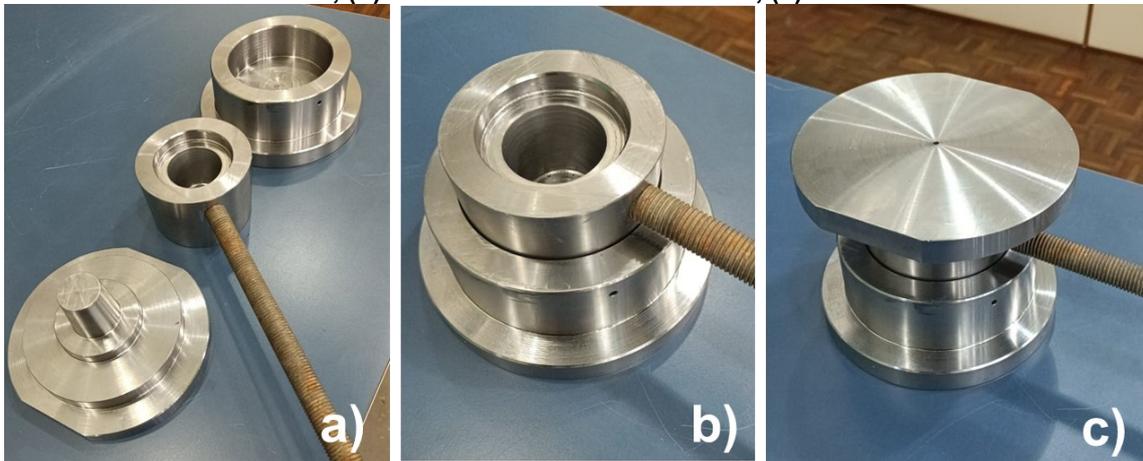
4.4 Obtenção de um produto a partir do processo GISS integrado ao SC

A matriz fabricada para a obtenção de um produto em forma de copo por meio do processo SC é mostrada na Fotografia 7.

A fabricação da matriz foi realizada a partir de um bloco retangular de H13 com dimensões de 160x335x120 mm, que foi cortado em uma serra mecânica para obtenção de três blocos: dois de 160x160x80 mm e um de 96x96x65 mm. Em seguida, foram realizados os processos de torneamento, furação e fresamento para, finalmente, obter a matriz.

Foi aplicado no punção, cavidade da matriz e lingoteira o desmoldante SEPAROL SM 94, adquirido da empresa FOSECO, o qual reduziu o atrito entre o aço e o alumínio fundido, facilitando a extração da peça e eliminando a necessidade de um extrator mecânico. O SEPAROL foi aplicado com o auxílio de uma pistola de ar comprimido e colocado no forno a 200 °C por 30 minutos, repetindo-se o mesmo processo várias vezes.

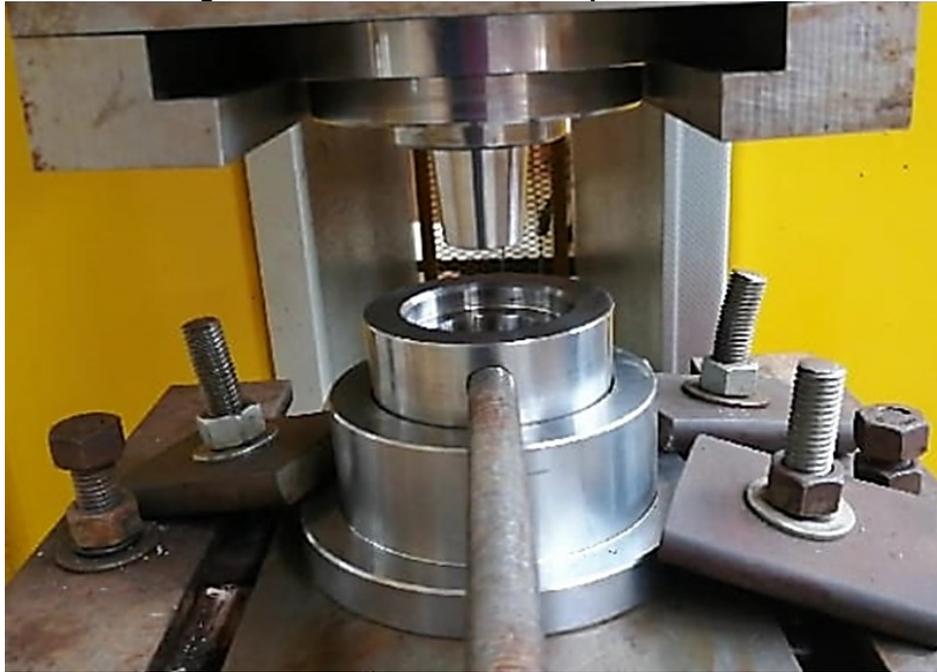
Fotografia 7 - A matriz fabricada para o processo *squeeze casting*: (a) punção – cavidade – base fixa, (b) cavidade dentro da base fixa, (c) matriz montada



Fonte: Autoria própria (2025)

Na Fotografia 8, observa-se a matriz corretamente montada na prensa hidráulica, a qual foi testada para verificar seu correto funcionamento.

Fotografia 8 - A matriz montada na prensa hidráulica



Fonte: Autoria própria (2025)

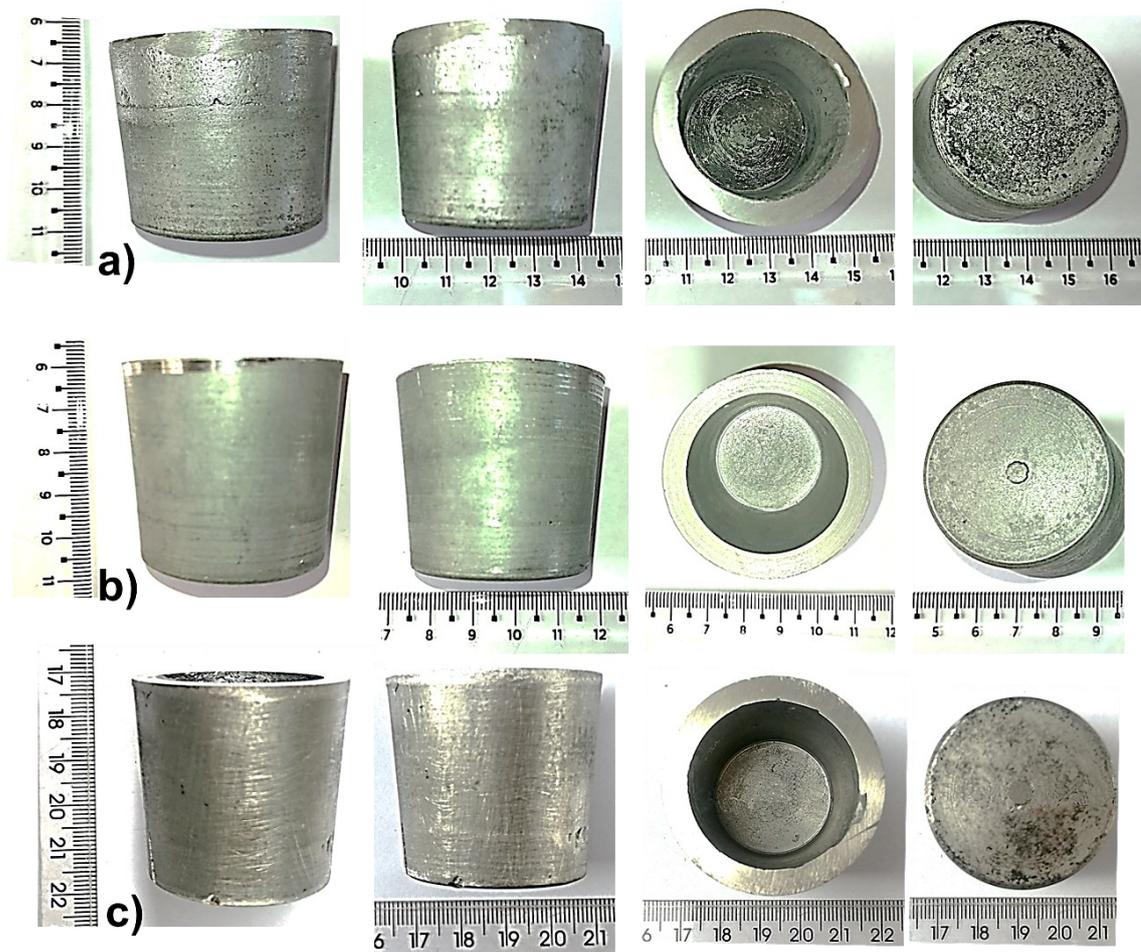
Empregando a matriz, foram obtidos 3 copos sob diferentes condições, conforme mostrado na Tabela 13. No primeiro e no segundo copo foi utilizado o processo *squeeze casting* a uma temperatura de 610 °C, para as condições como fundido e refinado (Al5Ti1B + Sr), respectivamente, como pode ser observado nas Fotografias 9a e 9b. Para o terceiro copo, foi empregado o processo GISS – *squeeze casting*, mostrado na Fotografia 9c.

Tabela 13 - Ensaio realizados utilizando o processo *squeeze casting* combinado com o processo GISS

Processo	Condição	Temperatura inicial (°C)	Temperatura final (°C)	Fração sólida (%)	Tempo injeção de gás (s)	Caudal de gás (L/min)
<i>squeeze casting</i>	A380 Fundida		-	-	-	-
<i>squeeze casting</i>	A380 + Al5Ti1B + Sr	610	-	-	-	-
GISS <i>squeeze casting</i>	A380 + Al5Ti1B + Sr		596	10	19	12

Fonte: Autoria própria (2025)

Fotografia 9 - Copos obtidos empregando os diferentes processos: (a) SC em condição como fundida, (b) SC com Al5Ti1B + Sr, (c) GISS - *squeeze casting* com Al5Ti1B + Sr



Fonte: Autoria própria (2025)

Quanto ao acabamento superficial, visualmente observou-se que o copo produzido pelo processo SC com refinador e modificador (Fotografia 9b) apresentou o melhor resultado, com uma superfície mais uniforme e com menos defeitos superficiais visíveis, refletindo uma solidificação controlada e homogênea, favorecida pela pressão do processo e pelos aditivos adicionados.

Em segundo lugar, o copo produzido pelo processo GSC com refinador e modificador (Fotografia 9c) mostrou uma superfície homogênea em sua maior parte, porém foi observado um aumento da rugosidade na parte interna superior, possivelmente devido a irregularidades na distribuição da pasta semissólida, ou a uma menor efetividade da pressão.

Por fim, o copo obtido pelo SC na condição como fundido (Fotografia 9a) exibiu o acabamento superficial visual mais inferior, com uma superfície aceitável somente até a metade do copo, perdendo uniformidade na parte superior, causado principalmente pela ausência de refinamento estrutural, pela menor pressão exercida

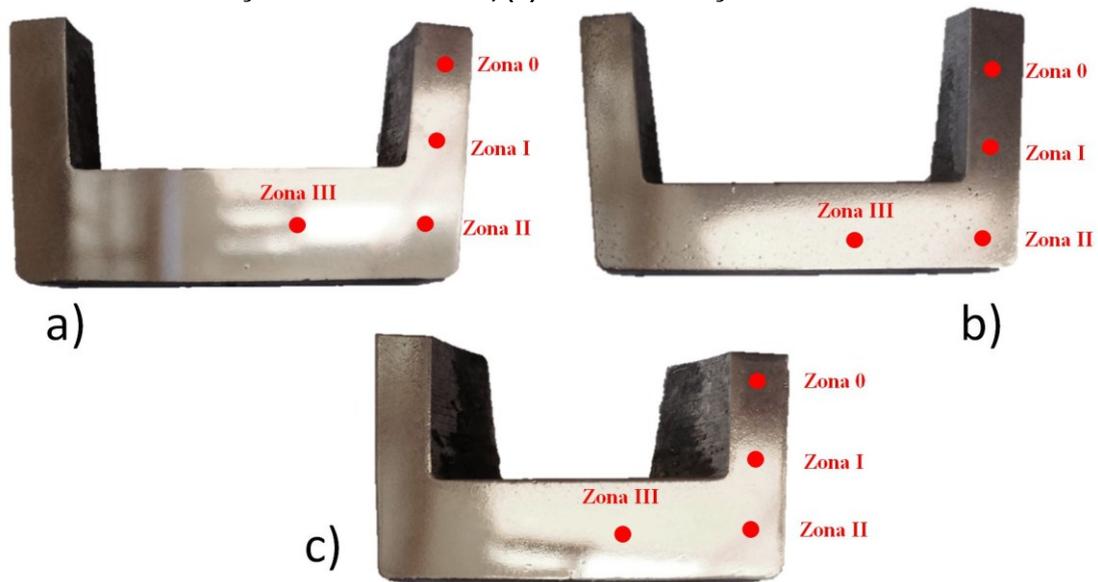
nessa região ou pela maior suscetibilidade a defeitos superficiais durante a solidificação livre.

4.5 Avaliação microestrutural da liga A380 obtida pela combinação dos processos GISS e SC

Uma vez obtidos os copos por meio dos processos SC e GSC, estes foram cortados ao meio em forma de “C” para análise da microestrutura. Como pode ser observado na Figura 49, foram definidas quatro zonas a serem estudadas.

A Figura 49a representa a seção do copo obtido pelo processo SC com a liga em condição como fundida; já a Figura 49b refere-se ao SC com a adição das ligas Al5Ti1B + Sr; por fim, a Figura 49c mostra a seção do processo combinado GSC, também com aditivos.

Figura 49 - Seção transversal em forma de “C” dos copos para análise das diferentes zonas microestruturais obtidas por meio dos processos: (a) SC na condição como fundida, (b) SC com adição de Al5Ti1B + Sr, (c) GSC com adição de Al5Ti1B + Sr



Fonte: Autoria própria (2025)

Nota-se uma diferença na espessura do fundo dos copos, conforme evidenciado na Figura 49. Essa variação está associada à dificuldade de verter, manualmente, aproximadamente 69 g de alumínio do cadinho para a cavidade da matriz, o que impediu a introdução exata da mesma quantidade de metal em todas as condições experimentais. Tal fator influenciou diretamente na profundidade atingida pelo punção durante a conformação, modificando a geometria final obtida em cada caso.

Apesar dessa variação no fundo dos copos, observa-se que a espessura das paredes laterais permaneceu aproximadamente constante entre todas as amostras, o que garante uma base comparativa confiável para a análise microestrutural ao longo das zonas definidas.

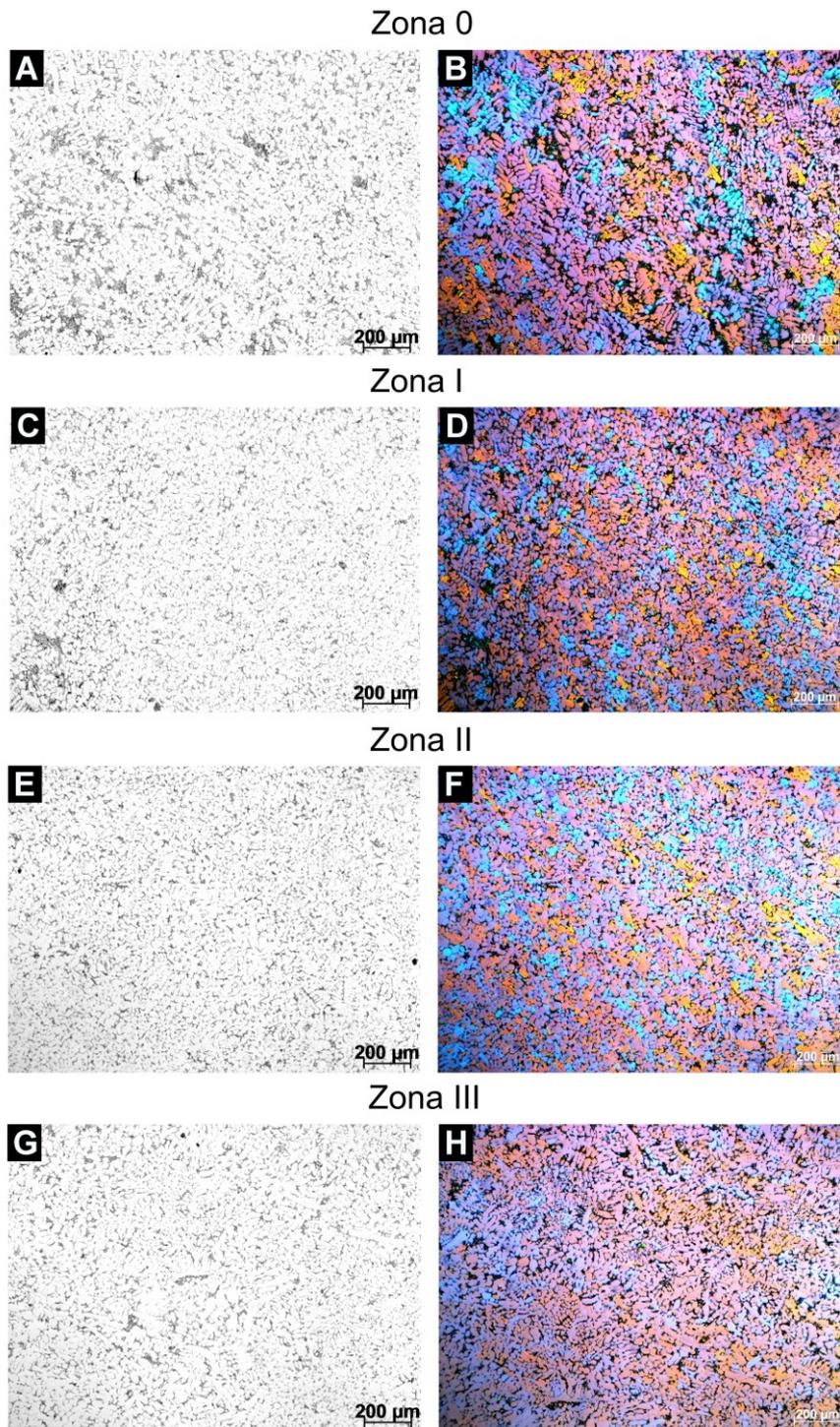
A partir da Figura 50 é possível comparar a microestrutura de cada zona do copo obtido pelo processo SC na condição como fundida. A zona 0 (Figura 50 A - B) apresenta uma microestrutura predominantemente dendrítica, típica de uma solidificação fundida. As dendritas estão bem definidas e apresentam braços primários e secundários bem alongados, indicando um resfriamento direcional a partir do contato com as paredes do molde. Não se identificam poros significativos nesta zona, o que sugere uma boa alimentação do alumínio.

A zona I (Figura 50 C - D) caracteriza-se por uma microestrutura igualmente dendrítica, porém com uma leve redução no tamanho dos ramos secundários, onde alguns braços parecem menos desenvolvidos. A porosidade continua baixa, com uma leve melhora na homogeneidade em comparação com a zona 0. O resfriamento ainda é direcional da periferia para o centro.

Já para a zona II (Figura 50 E - F), a morfologia continua sendo dendrítica, mas mais fina e dispersa, com ramos menos definidos e mais curtos. A estrutura encontra-se mais refinada, com grãos mais equiaxiais e homogêneos. Começam a ser evidenciadas pequenas mudanças de transformação inicial para forma de roseta. Observam-se alguns pontos escuros que podem ser microporos, mas em baixa quantidade.

Por fim, na zona III (Figura 50 G - H), o crescimento dendrítico é mais definido, com dendritas secundárias e terciárias mais desenvolvidas, observando-se um tamanho de grão maior com mais ramificações. A estrutura é mais compacta devido à maior pressão do processo.

Figura 50 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo *squeeze casting* na condição como fundida, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada

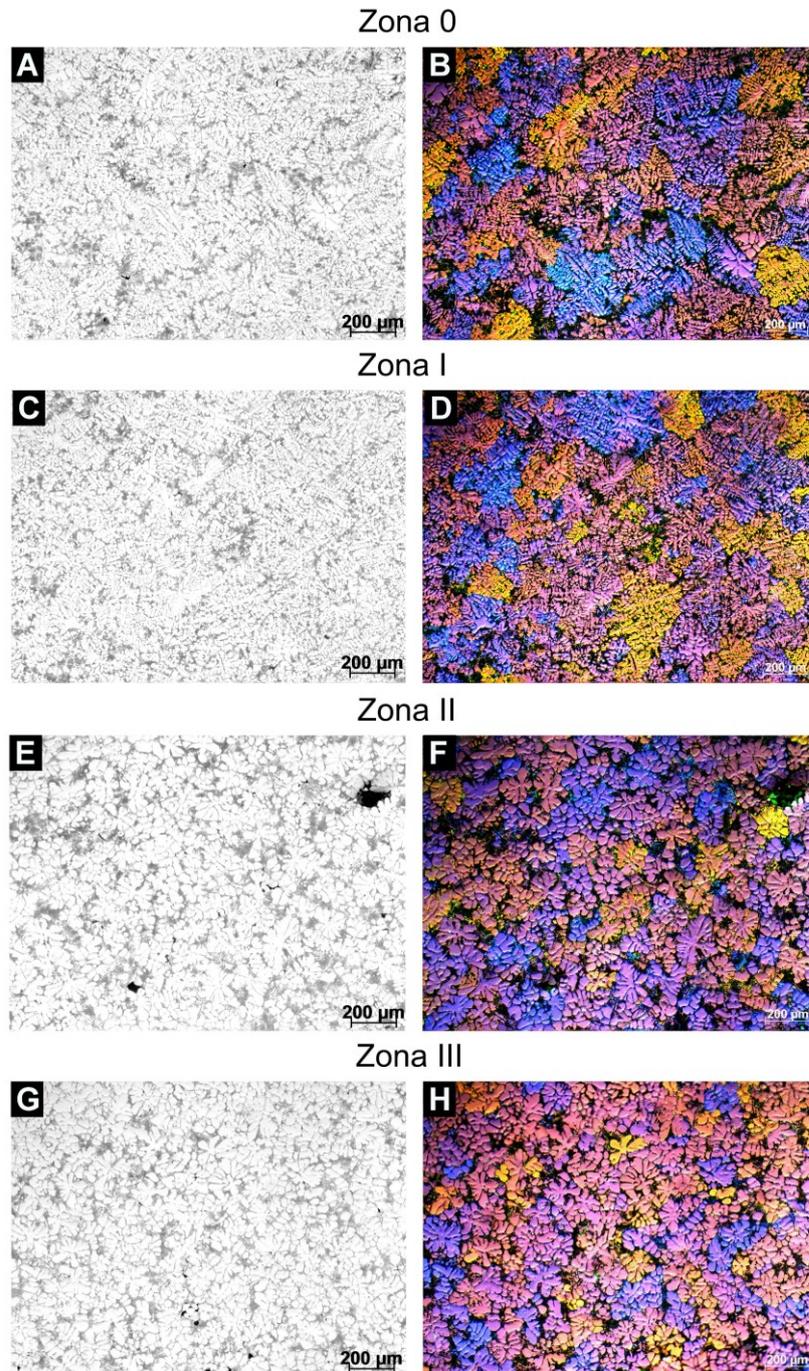


Fonte: Autoria própria (2025)

A microestrutura de cada zona da seção do copo obtido pelo processo SC com a adição de Al5Ti1B + Sr é mostrada na Figura 51. Para a zona 0 (Figura 51 A - B), a microestrutura é visivelmente dendrítica, com um tamanho de grão relativamente grande e distribuição homogênea. Na zona I (Figura 51 C - D), a estrutura ainda é

dendrítica, mas com um tamanho de grão menor e, em alguns casos, em forma de roseta. Observa-se uma melhora na homogeneidade.

Figura 51 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo *squeeze casting* com Al5Ti1B + Sr, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada



Fonte: Autoria própria (2025)

Já na zona II (Figura 51 E - F), ocorre uma mudança na morfologia para grãos majoritariamente em forma de roseta, com uma diminuição do GS. Observa-se um aumento da porosidade. Na zona III (Figura 51 G - H), o grão aumenta em relação à zona II, com uma morfologia predominantemente em forma de roseta madura, observando-se coalescência entre os grãos.

Finalmente, a microestrutura da seção do copo obtido pelo processo GISS-SC é apresentada na Figura 52. Na zona 0 (Figura 52 A - B), a morfologia é completamente globular, com distribuição homogênea dos grãos. Ao avançar para a zona I (Figura 52 C - D), observa-se uma redução no tamanho dos grãos e uma estrutura ainda mais homogênea em comparação com a zona anterior.

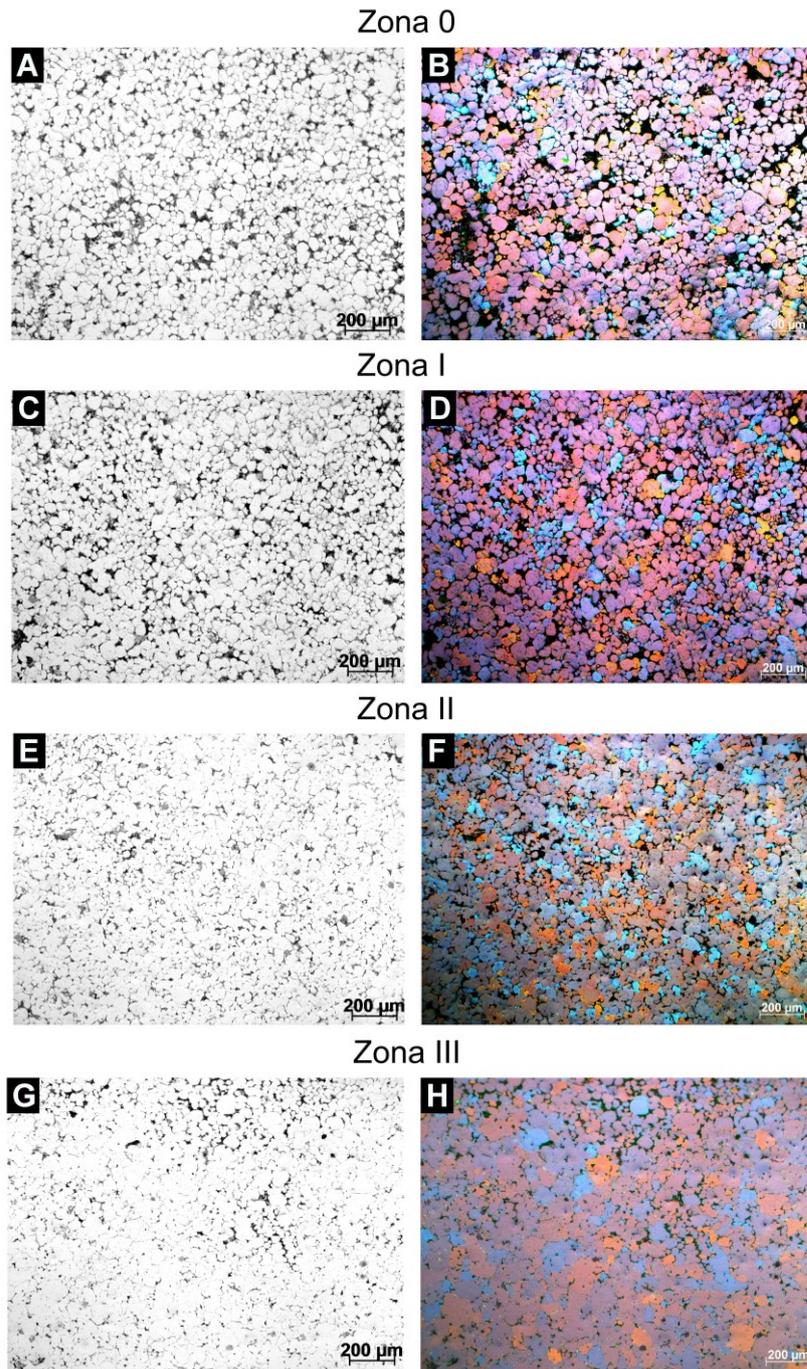
Na zona II (Figura 52 E - F), a estrutura permanece majoritariamente globular, porém com morfologia mais irregular e aumento no tamanho dos grãos. Nota-se um incremento da coalescência, indicando o início de um crescimento excessivo dos grãos. Esse crescimento torna-se mais evidente na zona III, onde a estrutura passa a ser predominantemente irregular.

O processo de resfriamento pelos diferentes processos (SC convencional, SC com modificadores e GISS-*squeeze casting*) ocorre de forma gradativa e direcional, influenciado pela geometria da peça e pela transferência de calor a partir das paredes do molde.

A zona 0, localizada na borda externa do copo, é a região que entra em contato direto com o molde, portanto sofre um resfriamento rápido e altamente direcional. Isso promove a formação de uma microestrutura dendrítica bem definida, com braços primários e secundários alongados, típica de um início de solidificação rápida. No caso do GISS, essa região já apresenta morfologia globular desde o início, graças ao pré-tratamento do metal antes da injeção.

Conforme nos afastamos da parede do molde e avançamos para o interior do copo, passando pela zona I e zona II, o gradiente térmico começa a diminuir, e o resfriamento ocorre de forma menos intensa. Isso favorece a transformação progressiva da morfologia dendrítica para estruturas mais refinadas, como grãos em forma de roseta ou globulares (dependendo do processo). Nessas regiões, a microestrutura se torna mais homogênea, mas também podem surgir microporos devido à diminuição da taxa de solidificação e da eficiência da alimentação do metal líquido.

Figura 52 - Imagens da liga A380 obtida por meio do processo GISS - *squeeze casting* com Al5Ti1B + Sr, referentes às diferentes zonas analisadas (A, C, E, G) metalografia convencional e (B, D, F, H) microscopia com luz polarizada



Fonte: Autoria própria (2025)

Na zona III, localizada no centro da peça, o resfriamento é o mais lento de todas as zonas, pois está mais afastada das superfícies de extração de calor. Isso permite o crescimento de grãos maiores, com coalescência acentuada e aumento da porosidade, especialmente em processos com menor pressão ou controle térmico. No caso do GISS-SC, mesmo com morfologia globular, observa-se nessa zona um

crescimento excessivo dos grãos, resultado da baixa taxa de resfriamento e do tempo prolongado de solidificação.

A contagem de grãos não foi realizada porque cada zona do copo apresenta tamanhos de grão muito diferentes, aumentando do topo até o centro da peça. Como essas variações são causadas pelas diferenças no resfriamento durante a solidificação, os valores obtidos não seriam comparáveis entre si nem com outras amostras. Por isso, optou-se por uma análise visual e descritiva da microestrutura.

4.6 Análise comparativa da dureza da liga A380 processada por GISS e SC

Para avaliar e compreender o efeito do processo GISS e a variação de seus principais parâmetros sobre a dureza e microdureza, juntamente com a adição de refinador e modificador, além da combinação com o processo SC na liga de alumínio A380, foram realizados ensaios de dureza Rockwell B e microdureza Vickers.

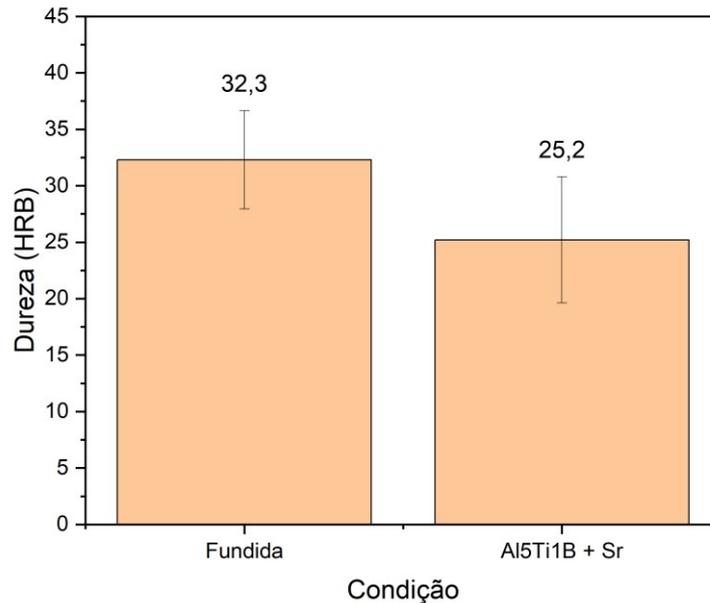
4.6.1 Avaliação da dureza da liga nas condições como fundida e com tratamento de refino e modificação

Inicialmente, foi necessário conhecer a dureza da liga A380 na condição como fundida, com o vazamento realizado a 610 °C, que corresponde à temperatura inicial do processo GISS, e identificar as mudanças com a adição de refinador e modificador. O Gráfico 11 mostra os valores de dureza para ambas as condições, onde se observa que, ao adicionar Al5Ti1B + Sr e realizar o vazamento exatamente nessa temperatura, ocorre uma redução de aproximadamente 22% na dureza em comparação com a condição fundida.

A pesar de adição de 0,2% de Al5Ti1B e 200 ppm de Sr promover uma microestrutura mais refinada, com grãos equiaxiais e homogêneos e uma redução de 44% no tamanho médio de grão, ocorre a modificação da morfologia das fases eutéticas de silício, que passam de placas para partículas fibrosas finas, diminuindo a contribuição dessas fases duras para a resistência mecânica.

Embora o refino de grão geralmente melhore as propriedades, o aumento notável da porosidade por contração, visível na microestrutura, compromete a integridade do material. Esses fatores combinados, como a morfologia mais arredondada do silício e o aumento da porosidade, explicam a redução de 22% na dureza da liga modificada, mesmo com uma microestrutura mais fina.

Gráfico 11 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 na condição como fundida e após refinamento e modificação com Al5Ti1B + Sr



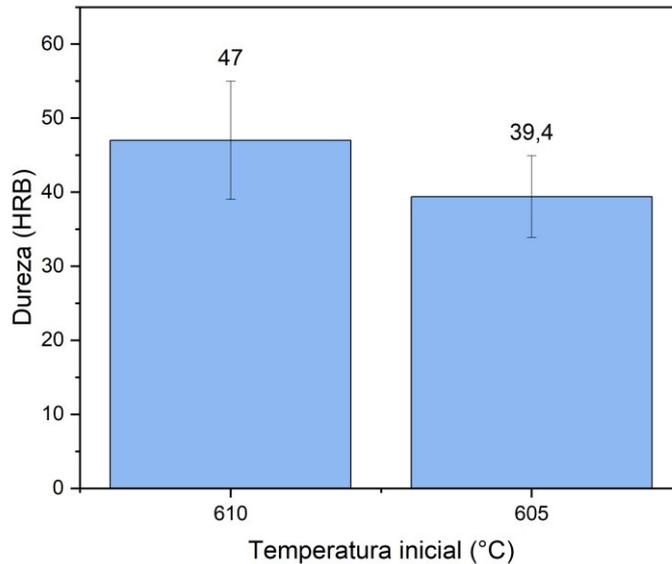
Fonte: Autoria própria (2025)

De igual forma, a porosidade observada também pode estar relacionada ao momento e às condições de adição dos aditivos. Uma mistura inadequada dentro do cadinho ou a adição em temperaturas fora do ideal podem ter causado má distribuição dos elementos, ou até mesmo a liberação de gases, favorecendo a formação de porosidade por contração. Além disso, tempos curtos de retenção podem ter dificultado a completa homogeneização do refinador e do modificador na matriz.

4.6.2 Impacto da variação dos parâmetros do processo GISS na dureza da liga

Ao analisar o comportamento da temperatura inicial no processo GISS sobre a dureza, como mostrado no Gráfico 12, observa-se que, ao utilizar 610 °C, há um aumento de 16% na dureza em relação à temperatura inicial de 605 °C. Esse aumento pode estar relacionado à maior fluidez do metal a 610 °C, favorecendo uma melhor alimentação do molde e reduzindo a presença de defeitos internos, além de permitir uma solidificação mais homogênea, resultando em uma microestrutura ligeiramente mais compacta e, conseqüentemente, maior dureza.

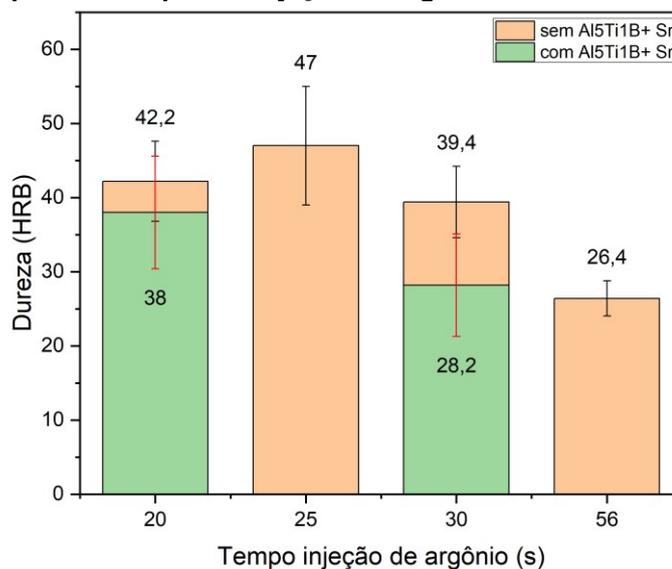
Gráfico 12 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e tempo de injeção de 25 s, para as temperaturas iniciais de 610 °C e 605 °C



Fonte: Autoria própria (2025)

Para um fluxo constante de argônio de 4 L/min no processo GISS, observa-se no Gráfico 13 que, ao variar o tempo de injeção de gás para a liga na condição como fundida, há um aumento de dureza de 10,2% ao passar de 20 s para 25 s, sendo este o tempo em que se atinge o maior valor de dureza (47 HRB). Após esse ponto, a dureza passa a diminuir gradualmente, com uma queda de 16,2% ao atingir 30 s, e de até 43,8% se o tempo chega até 56 s.

Gráfico 13 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min, para os tempos de injeção de argônio de 20 até 56 segundos

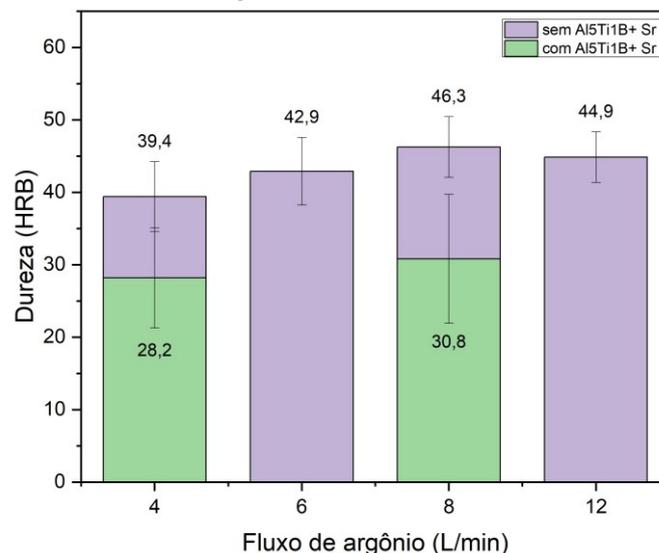


Fonte: Autoria própria (2025)

No caso da liga com adição de Al5Ti1B + Sr, os valores de dureza são, em média, 10% menores que na condição fundida, sendo 20 s o tempo que proporciona a maior dureza (38 HRB). A partir desse ponto, prolongar o tempo de injeção leva a uma queda acentuada na dureza, que reduz-se para 28,2 HRB aos 30 s, representando uma diminuição de 25,8%. Essa variação pode estar relacionada ao crescimento excessivo dos grãos globulares e ao aumento da coalescência entre eles com tempos mais longos, o que afeta negativamente a resistência mecânica da liga.

Quando o tempo é fixado e o fluxo de argônio é variado, conforme mostra o Gráfico 14, observa-se que, na condição como fundida, os valores de dureza aumentam à medida que o fluxo cresce, passando de 39,4 HRB com 4 L/min para 46,3 HRB com 8 L/min, o que representa um aumento de 14,9%. Esse é o ponto em que se obtém a maior dureza. A partir desse valor, com 12 L/min, a dureza diminui levemente para 44,9 HRB, uma redução de 3%. Esse comportamento pode estar relacionado ao resfriamento mais eficiente proporcionado pelo aumento moderado do fluxo, o que favorece a formação de microestruturas mais refinadas. No entanto, fluxos muito altos podem gerar turbulência ou resfriamento excessivo, afetando negativamente a uniformidade estrutural.

Gráfico 14 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS com tempo de injeção de 30 s, para os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr



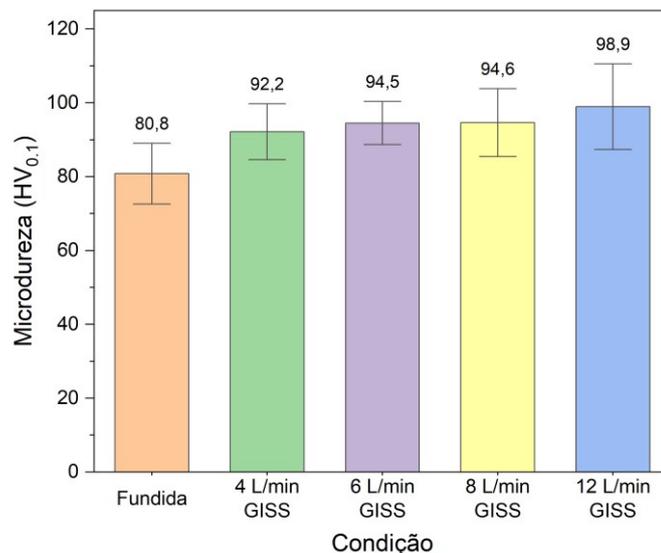
Fonte: Autoria própria (2025)

De forma semelhante ao observado com o tempo de injeção, quando a liga é refinada os valores de dureza são menores em comparação à condição como fundida.

Para 8 L/min, a redução chega a 33,5%. Se o fluxo for diminuído para 4 L/min, a dureza cai de 30,8 HRB para 28,2 HRB, correspondendo a uma queda de 8,4%. Isso pode ser atribuído à maior sensibilidade da liga refinada à formação de porosidade ou à presença de fases modificadas com menor dureza.

A microdureza (Gráfico 15), de forma semelhante à dureza Rockwell, mostra que, para a condição GISS sem refinador, há um aumento de 8,8%, passando de 90,2 HV para 98,9 HV à medida que o fluxo de argônio é elevado de 4 L/min para 12 L/min. Observa-se, no entanto, pouca diferença nos valores entre os fluxos de 6 e 8 L/min, indicando uma faixa de estabilidade. Quando comparada à condição como fundida, sem aplicação do processo GISS, a microdureza apresenta um aumento significativo de 18,3%, passando de 80,8 HV para 98,9 HV. Esse ganho pode estar associado ao refino da microestrutura promovido pela injeção de gás, que favorece a formação de grãos mais finos e homogêneos.

Gráfico 15 - Microdureza Vickers (HV) da liga A380 obtida na condição como fundida comparada com o processo GISS para os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, sem adição de refinador

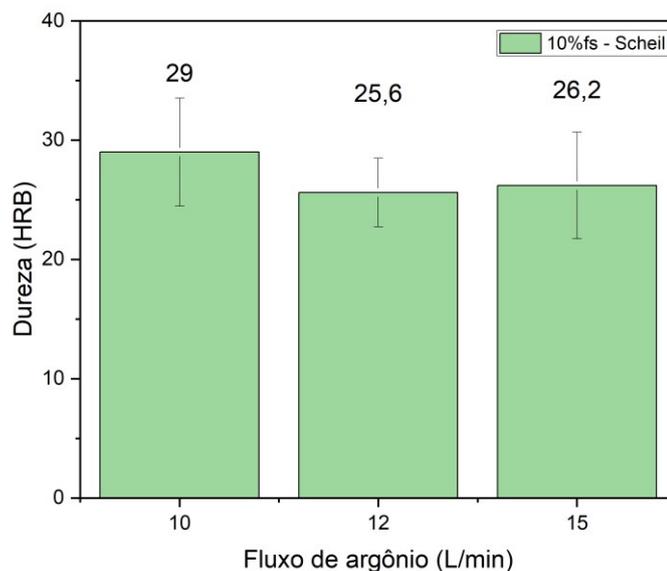


Fonte: Autoria própria (2025)

Quando o argônio é injetado até que a liga refinada atinja a temperatura correspondente a 10% de fração sólida, observa-se no Gráfico 15 que, ao selecionar essa temperatura com base nas técnicas de Scheil ou DSC, a dureza se mantém constante em 25,6 HRB em ambas as condições. Para essa condição, a escolha da técnica utilizada não influencia significativamente o valor da dureza.

Como também é mostrado no Gráfico 16, ao variar o fluxo de argônio com um tempo de injeção até que a liga atinja 10% de fração sólida, conforme a técnica de Scheil (aproximadamente 596 °C), observa-se que o maior valor de dureza é alcançado com 10 L/min, atingindo 29 HRB. No entanto, ao aumentar o fluxo para 12 e 15 L/min, a dureza diminui para 25,6 HRB e 26,2 HRB, respectivamente, sem diferenças significativas entre esses dois fluxos.

Gráfico 16 - Dureza Rockwell B (HRB) da liga A380 obtida pelo processo GISS até 10%fs, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas DSC e Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min



Fonte: Autoria própria (2025)

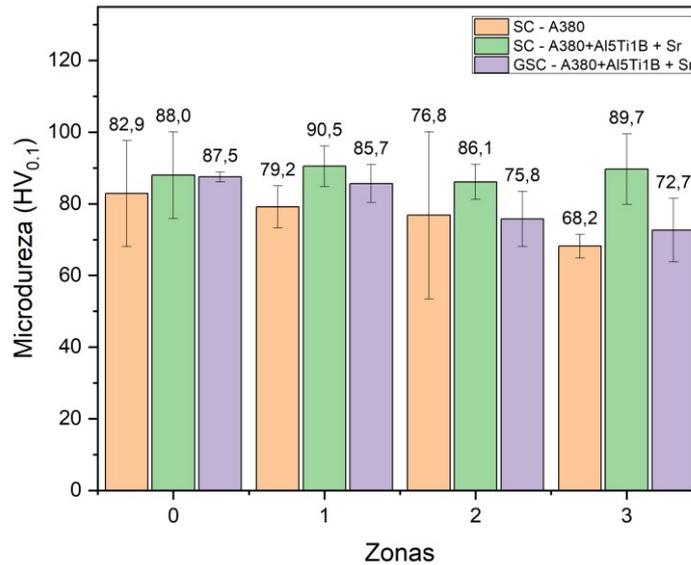
Embora não tenha sido realizado neste trabalho, seria interessante diminuir o fluxo para valores abaixo de 10 L/min, nas mesmas condições de 10% de fração sólida segundo Scheil, com o objetivo de encontrar o fluxo limite que permita alcançar a maior dureza.

4.6.3 Influência da combinação dos processos GISS e SC na dureza do copo produzido

No Gráfico 17 são apresentados os valores de microdureza para cada zona dos copos obtidos pelos processos de SC com e sem a adição de refinador e modificador, além da combinação com o processo GISS com refinador. Observa-se que, no SC com a liga na condição como fundida, há uma tendência de diminuição da microdureza da zona I até a zona III, com uma redução de 17,7%. Esse comportamento é influenciado pela temperatura de resfriamento, que é menor na zona

III a maior presença de porosidade, resultando no menor valor de microdureza: 68,2 HV.

Gráfico 17 - Microdureza Vickers (HV) da liga A380 obtida pelos processos SC, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr, e pelo processo GISS - *squeeze casting*



Fonte: Autoria própria (2025)

Ao ser utilizado o processo de SC com a adição de refinador e modificador, observa-se a maior microdureza em todas as zonas da amostra cortada, com valores homogêneos entre si. O maior valor é registrado na Zona I, com 90,5 HV. A combinação do resfriamento sob pressão com a ação do refinador (Al5Ti1B) e do modificador (Sr) promove uma solidificação mais rápida e controlada, gerando grãos mais finos e fases eutéticas modificadas, o que melhora a dureza.

Por fim, quando o processo GISS é combinado com o *squeeze casting*, nota-se que a microdureza em algumas zonas é superior à do processo SC na condição como fundida. No entanto, ela se apresenta levemente inferior ao processo SC com refinamento nas zonas 0 e I, e consideravelmente menor nas Zonas II e III, pois o efeito do resfriamento mais lento se sobrepõe aos benefícios da refinação.

4.7 Análise da densidade e porosidade da liga A380 processada

Utilizando o princípio de Arquimedes, foi possível determinar a densidade real das amostras. Com base na densidade teórica, calcularam-se os valores de porosidade, permitindo avaliar o comportamento dos principais parâmetros do

processo GISS, juntamente com a adição de refinador e modificador, além da combinação com o processo SC liga de alumínio A380.

4.7.1 Estudo da densidade e porosidade da liga nas condições como fundida, refinada e modificada

Na Tabela 14 são apresentados os valores de densidade real, densidade teórica e porosidade calculados para as condições como fundida e com a adição de refinador e modificador. Observa-se que, com a adição de 0,2% de Al5Ti1B juntamente com 200 ppm de Sr, a porosidade aumenta em aproximadamente 67,5%. Esse valor elevado de porosidade compromete a integridade do material e justifica a redução observada na dureza da liga modificada.

Tabela 14 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para as condições como fundida e com adição de refinador e modificador

Condição	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
Fundida	2,760	2,71	0,001	1,77	0,023
Al5Ti1B + Sr	2,764	2,61	0,014	5,44	0,51

Fonte: Aatoria própria (2025)

A elevação da porosidade observada com a adição de Al5Ti1B + Sr pode ser atribuída a vários fatores relacionados tanto ao comportamento dos aditivos quanto às condições do processo. É possível que esses elementos tenham sido adicionados fora das condições ideais, como em temperaturas inadequadas, com má homogeneização ou tempo insuficiente de mistura. Além disso, se a adição for realizada de forma abrupta, pode haver liberação de gases ou formação de compostos intermetálicos, o que favorece a formação de porosidade, especialmente por contração, como evidenciado na microestrutura.

Dessa forma, em vez de promoverem melhorias nas propriedades mecânicas da liga, como seria o esperado, os aditivos podem ter atuado de forma contraproducente, comprometendo a integridade da estrutura final.

4.7.2 Efeito dos parâmetros do processo GISS sobre a densidade e a formação de poros

Ao se empregar a temperatura inicial de 610 °C no processo GISS sem refinador, observa-se uma diminuição da porosidade de 25,8%, em relação à

temperatura de 605 °C, conforme mostrado na Tabela 15. Essa redução pode estar associada a uma melhor fluidez e homogeneização da liga durante a injeção de gás, favorecendo uma solidificação mais uniforme e com menos defeitos estruturais.

Tabela 15 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min e tempo de injeção de 25 s, nas temperaturas iniciais de 610 °C e 605 °C

Temperatura inicial (°C)	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
605	2,760	2,64	0,042	4,49	1,52
610	2,760	2,67	0,037	3,33	1,33

Fonte: Autoria própria (2025)

Como mostrado na Tabela 16, ao se aumentar o tempo de injeção de argônio no processo GISS, na condição como fundida, observa-se uma redução da porosidade de aproximadamente 54% entre 20 s e 30 s, sendo este o tempo limite em que se atinge o menor valor de porosidade. Para tempos superiores a 30 s, há um aumento maior da porosidade.

Quando a liga é modificada com refinador e modificador, os valores de porosidade permanecem praticamente constantes e extremamente elevados, com um aumento de 59,2% em relação à condição sem refinador para 30 s. Não há evidências de que o tempo de injeção influencie significativamente a variação da porosidade nesse caso.

Tabela 16 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com fluxo de 4 L/min, para os tempos de injeção de argônio de 20, 25, 30 e 56 segundos, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr

Tempo de injeção de argônio (s)	Condição	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
20	Fundida	2,760	2,63	0,040	4,85	1,45
	Al5Ti1B + Sr	2,764	2,62	0,030	5,23	1,09
25	Fundida	2,760	2,67	0,037	3,33	1,33
30	Fundida	2,76	2,70	0,001	2,23	0,02
	Al5Ti1B + Sr	2,764	2,61	0,010	5,47	0,38
56	Fundida	2,76	2,61	0,033	5,38	1,19

Fonte: Autoria própria (2025)

De forma semelhante, ao se variar o fluxo de gás na condição como fundida, com tempo de injeção de argônio fixado em 30 s, observa-se na Tabela 17 que, ao

passar de 4 L/min para 6 L/min, ocorre uma redução significativa da porosidade, da ordem de 68,6%. No entanto, para fluxos superiores a 6 L/min, a porosidade volta a aumentar, atingindo 64,1% e 60,5% para 8 L/min e 12 L/min, respectivamente. Isso evidencia que o fluxo de argônio é um parâmetro crítico no controle da porosidade no processo.

Por outro lado, na condição com a liga refinada, o aumento do fluxo de argônio resulta em elevação dos valores de porosidade, que permanecem igualmente altos, indicando que a presença dos aditivos compromete a eficiência do controle da porosidade pelo fluxo de gás.

Tabela 17 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada para a liga A380 obtida pelo processo GISS com tempo de injeção de 30 s, variando os fluxos de argônio de 4, 6, 8 e 12 L/min, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr

Fluxo de argônio (L/min)	Condição	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
4	Fundida	2,76	2,70	0,001	2,23	0,02
	Al5Ti1B + Sr	2,764	2,61	0,010	5,47	0,38
6	Fundida	2,76	2,74	0,003	0,70	0,10
8	Fundida	2,76	2,71	0,039	1,95	1,41
	Al5Ti1B + Sr	2,764	2,59	0,040	6,27	1,45
12	Fundida	2,76	2,71	0,006	1,77	0,22

Fonte: Autoria própria (2025)

Na Tabela 18 são apresentados os valores de densidade e porosidade quando o argônio é injetado até a temperatura correspondente a 10% de fração sólida, conforme as técnicas DSC e Scheil, juntamente com a variação do fluxo de gás, com o objetivo de identificar as melhores condições.

Tabela 18 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculada da liga A380 obtida pelo processo GISS até 10%fs, conforme as temperaturas determinadas pelas técnicas DSC e Scheil, para diferentes fluxos de argônio: 10, 12 e 15 L/min

Fluxo de argônio (L/min)	Condição	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
10	10% fs Scheil	2,77	2,70	0,004	2,40	0,14
12	10% fs Scheil	2,77	2,70	0,007	2,28	0,25
	10% fs DSC	2,77	2,72	0,002	1,84	0,07
15	10% fs Scheil	2,77	2,71	0,004	2,24	0,15

Fonte: Autoria própria (2025)

Ao empregar a técnica de DSC, observa-se uma redução de 19,3% na porosidade, o que pode ser atribuído ao maior tempo de exposição ao argônio, favorecendo a remoção de gases dissolvidos. Por outro lado, ao utilizar a temperatura definida pela técnica de Scheil, nota-se apenas uma leve diminuição na porosidade com o aumento do fluxo de gás. Esse comportamento menos expressivo se deve ao fato de que a liga já foi refinada, o que limita a eficácia do controle da porosidade apenas pela variação do fluxo. Influência da combinação dos processos GISS e SC na porosidade dos copos produzidos

Com o auxílio da Tabela 19, é possível comparar os valores de densidade e porosidade do processo SC e sua combinação com o processo GISS. Observa-se que o processo SC com a liga na condição como fundida apresenta uma porosidade de 1,30%. Quando comparado às amostras fundidas e vertidas em lingoteira, a porosidade foi reduzida em 26,6%, evidenciando a eficácia do processo SC na mitigação de defeitos internos e melhoria da qualidade do material.

Ao se empregar o processo SC com a adição de Al₅Ti₁B + Sr, evidencia-se um aumento de 23,5% na porosidade, o que pode estar associado à introdução de gases durante a adição dos refinadores e modificadores, ou ainda à possível formação de compostos intermetálicos, como TiAl₃, TiB₂ ou Al₄Sr, que afetam negativamente a densificação da liga ao atuarem como sítios potenciais de nucleação de poros ou regiões frágeis. Além disso, é possível notar que o processo SC contribuiu para uma redução da porosidade de até 68,6% quando comparado às amostras refinadas e vertidas na lingoteira, destacando sua eficácia na compactação do material e na melhoria das propriedades estruturais da liga.

Tabela 19 - Valores médios da densidade real, densidade teórica e porosidade calculadas para a liga A380 obtida pelos processos *Squeeze casting*, nas condições sem e com adição de Al5Ti1B + Sr, e pelo processo GISS - *squeeze casting*

Processo	Condição	Densidade teórica (g/cm ³)	Densidade real (g/cm ³)	Desvio padrão	Porosidade (%)	Desvio padrão
<i>squeeze casting</i>	Fundida	2,76	2,72	0,001	1,30	0,03
<i>squeeze casting</i>	Al5Ti1B + Sr	2,77	2,72	0,008	1,71	0,29
GISS - <i>squeeze casting</i>	Al5Ti1B + Sr	2,77	2,75	0,002	0,55	0,09

Fonte: Autoria própria (2025)

Por fim, mediante o processo GISS-*squeeze casting*, mesmo com a utilização dos mesmos aditivos (Al5Ti1B + Sr), a porosidade atinge seu menor valor (0,5%). Se for comparado com o processo SC, ao empregar o processo GSC, obtém-se uma redução da porosidade de 61,5%, enquanto, em relação ao processo SC com refinador e modificador, ocorre uma diminuição de 70,6%. Já comparando o processo GSC com o processo GISS, a redução chega a 78,1%, evidenciando os benefícios proporcionados pela combinação do processo GISS com o *squeeze casting*, tanto na melhoria da microestrutura quanto na redução da porosidade.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos ao longo deste trabalho, referentes ao comportamento da liga A380 processada mediante o processo GISS e de sua posterior combinação com o processo *squeeze casting*, foi possível estabelecer as seguintes conclusões:

1. Desenvolvimento e operação do sistema GISS
 - O sistema desenvolvido permitiu realizar o processo GISS de forma eficiente, com controle automatizado da injeção de gás argônio e inserção do difusor.
 - O sistema de controle automatizado permitiu ajustar com precisão o tempo de injeção do argônio e inserir o difusor de grafite na temperatura correta, garantindo a repetibilidade dos ensaios e a consistência dos resultados.
2. Impacto da adição de refinador e modificador (Al₅Ti₁B + Sr) na liga A380 empleada
 - A adição combinada de 0,2% de Al₅Ti₁B e 200 ppm de Sr foi eficaz para reduzir em 44,1% o tamanho médio dos grãos da fase α -Al, resultando em uma microestrutura mais refinada e homogênea, com fases eutéticas de silício fibrosas dispersas na matriz.
 - A liga refinada e modificada apresentou um aumento de 67,5% na porosidade, possivelmente devido à liberação de gases ou má homogeneização dos aditivos. Como consequência, a dureza caiu 22%, evidenciando que a melhoria microestrutural não garante, por si só, melhores propriedades mecânicas.
3. Influência dos parâmetros do processo GISS na microestrutura
 - O aumento do tempo de injeção de argônio favorece a globularização da microestrutura até 25 s na condição sem refinador; tempos superiores iniciam a coalescência entre as partículas.
 - Com a adição de Al₅Ti₁B + Sr, observa-se uma microestrutura globular aos 30 s. Quando o tempo ultrapassa 30 s, ocorrem coalescência e aumento da porosidade, comprometendo a qualidade da pasta semissólida.
 - Para 4 L/min, não há mudança na morfologia da liga sem refinador, sendo o fluxo de 6 L/min a melhor condição.

- O aumento do fluxo de argônio promove a redução do tamanho de grão na condição como fundida. Já na condição refinada, o tamanho dos grãos permanece relativamente constante.
 - Quando a injeção foi controlada até 10% de fração sólida, a técnica de Scheil resultou em uma redução de 23% no GS e um aumento de 12,7% no RQI, com uma fração sólida de 0,603, indicando uma microestrutura superior à obtida pela técnica DSC.
 - Os melhores resultados para 10% de fração sólida, pela técnica de Scheil, foram obtidos com um fluxo de 12 L/min e injeção de gás por 19 s, alcançando um RQI de 0,409 e o menor GS (78,95 μm).
4. Avaliação da microestrutura nas diferentes zonas dos copos
- Tanto no SC com a liga fundida quanto na condição com refinadores, observou-se uma transição das dendritas bem desenvolvidas na zona 0 para dendritas mais finas na zona II. Com os refinadores, a microestrutura tornou-se mais homogênea, apresentando morfologia de roseta nas zonas II e III.
 - Ao empregar o processo GISS–squeeze casting, observou-se nas zonas 0 e I uma morfologia globular bem distribuída, evidenciando o efeito positivo do pré-tratamento GISS. Já nas zonas II e III, foi verificado o crescimento de grãos e coalescência, atribuídos à menor taxa de resfriamento no GSC.
5. Análise das propriedades mecânicas: dureza e microdureza
- Ao utilizar a temperatura inicial de 610 °C, observa-se um aumento de 16% na dureza em comparação com 605 °C.
 - Para um fluxo de 4 L/min, há um aumento de 10,2% na dureza com 25 s de injeção de gás, atingindo o valor máximo de 47 HRB.
 - No caso da liga com adição de Al5Ti1B + Sr, os valores de dureza são 10% menores que na condição fundida, sendo 20 s o tempo que proporciona a maior dureza (38 HRB).
 - Na condição fundida, os valores de dureza aumentam à medida que o fluxo cresce, passando de 39,4 HRB com 4 L/min para 46,3 HRB com 8 L/min, a partir desse ponto a dureza diminui levemente.
 - Quando a liga é refinada, os valores de dureza são menores em comparação à condição fundida, com uma redução de 33,5% para 8 L/min e de 8,4% para 4 L/min.

- A microdureza aumenta 8,8%, passando de 90,2 HV para 98,9 HV à medida que o fluxo de argônio sobe de 4 L/min para 12 L/min.
- Para determinar a temperatura para 10% fs com base nas técnicas de Scheil ou DSC, não há variação na dureza, não influenciando a escolha entre uma ou outra técnica.
- No processo SC com a liga na condição fundida, observa-se uma diminuição de 17,7% na microdureza da zona I até a zona III.
- Ao utilizar SC com adição de refinador, observa-se maior microdureza em todas as zonas da amostra, com valores homogêneos entre elas.

6. Efeito dos parâmetros na porosidade

- Ao usar a temperatura inicial de 610 °C no processo GISS, com 4 L/min e 25 s, a porosidade diminui 25,8% em relação a 605 °C.
- Com o aumento do tempo de injeção de argônio no processo GISS, na condição fundida, observa-se uma redução de 54% na porosidade entre 20 s e 30 s, sendo 30 s o tempo ideal para atingir o menor valor. Para tempos superiores, a porosidade aumenta.
 - Ao aumentar o fluxo de 4 L/min para 6 L/min na condição fundida, ocorre uma redução significativa da porosidade, da ordem de 68,6%. No entanto, para fluxos acima de 6 L/min, a porosidade volta a aumentar.
 - O fluxo de argônio é um parâmetro crucial no controle da porosidade no processo.
 - Usando a técnica de DSC, observa-se uma redução de 19,3% na porosidade, atribuída ao maior tempo de exposição ao argônio, que favorece a remoção de gases dissolvidos.
 - No processo SC com a liga fundida, a porosidade foi de 1,30%, representando uma redução de 26,6% em relação às amostras vertidas em lingoteira. Já com a adição de Al5Ti1B + Sr, houve aumento de 23,5% na porosidade, ainda assim 68,6% menor que nas amostras refinadas e vazadas convencionalmente.
 - O processo GSC apresentou a menor porosidade (0,5%), sendo 61,5% inferior ao SC com liga fundida, 70,6% menor com adição de Al5Ti1B + Sr e 78,1% inferior em relação à aplicação isolada do GISS, destacando sua maior eficiência na redução da porosidade.

REFERÊNCIAS

- ABDI, M.; SHABESTARI, S. G. Semi-Solid Slurry Casting Using Gas Induced Semi-Solid Technique to Enhance the Microstructural Characteristics of Al-4.3Cu Alloy. **Solid State Phenomena**, v. 285, p. 253, 2019.
- ARENDARCHUCK, B. E. **Avaliação da tixoconformação e desgaste abrasivo do compósito a380/nbc obtido pelo método stir casting**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2022.
- ASTM E18 - 22. **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials Rockwell**. West Conshohocken, 2022.
- ASTM E112 - 13. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. West Conshohocken, 2021.
- ASTM E384 – 22. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken, 2022.
- BAYGAN, M.; GHOLAMIPOUR, R.; SHAHRI, F. Gas induced semi-solid process effects on microstructure and mechanical properties of 319 aluminum alloy. **International Journal of Materials Research**, v. 106, n. 9, p. 1005, 2015.
- CHEN, M.; ALPAS, A. T. Ultra-mild wear of a hypereutectic Al-18.5 wt.% Si alloy. **Wear**, v. 265, n. 1, p. 186, 2008.
- CONCER, D.; MARCONDES, P. V. P. Experimental and numerical simulation study of porosity on high-pressure aluminum die casting process. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 39, n. 8, p. 3079, 2017.
- CZERWINSKI, F. Modern Aspects of Liquid Metal Engineering. **Metall. Mater. Trans. B**, v. 48, n. 1, p. 367, 2017.
- DAS, P. *et al.* Semisolid Processing of A380 Al Alloy Using Cooling Slope. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 4, p. 422–428, 2014.
- FERREIRA, J. P. G. **Estudo microestrutural e reológico da liga reciclada de alumínio a380 modificada pela adição de estrôncio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2017.
- GOVENDER, G.; MÖLLER, H.; DAMM, O. F. R. A. Semisolid Processes. **Comprehensive Materials Processing**, v. 5, n. 6, p. 109, 2014.
- GU, G. *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**, v. 12, n. 10, p. 1600, 2022.
- GU, G. *et al.* Microstructure, segregation and mechanical properties of A356 alloy components fabricated by rheo-HPDC combined with the swirled enthalpy equilibration device (SEED) process. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 7803, 2023.

- HAO, J. *et al.* Comparison of the semisolid squeeze casting and gravity casting process on the precipitation behavior and mechanical properties of the Al-Si-Cu-Mg alloy. **Materials Characterization**, v. 180, p. 111404, 2021.
- HONARMAND, M. *et al.* Impact strength and structural refinement of A380 aluminum alloy produced through gas-induced semi-solid process and Sr addition. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 32, n. 5, p. 1405–1415, 2022.
- JARFORS, A. E. W. A Comparison Between Semisolid Casting Methods for Aluminium Alloys. **Metals**, v. 10, n. 10, p. 1368, 2020.
- JI, S.; WANG, K.; DONG, X. An overview on the process development and the formation of non-dendritic microstructure in semi-solid processing of metallic materials. **Crystals**, v. 12, n. 8, p. 1044, 2022.
- KHANOUKI, M. T. A. Mechanical properties and microstructural evolution of rheocast A356 semi-solid slurry prepared by annular electromagnetic stirring. **China Foundry**, v. 20, n. 4, p. 315, 2023.
- LI, G. *et al.* Semi-solid processing of aluminum and magnesium alloys: Status, opportunity, and challenge in China. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 31, n. 11, p. 3255, 2021.
- LOURENÇATO, L. A. **Tixofornabilidade e Tixoforjamento de Ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg em Prensa Excêntrica com Matriz Aberta**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2008.
- LOZANO, D. E. *et al.* Tribological behaviour of cast hypereutectic Al-Si-Cu alloy subjected to sliding wear. **Wear**, v. 267, n. 1, p. 545, 2009.
- LU, H.; LIU, Z.; ZHU, Q. Application of Aluminum Alloy Semi-Solid Processing Technology in Automobile: A Review. **International Journal of Automotive Manufacturing and Materials**, v. 2, n. 1, p. 5, 2023.
- NAJAFI, Y.; SHABESTARI, S. G. Investigation of the Effect of Inert Gas Bubbling Semi-Solid Process on the Microstructure and Mechanical Characteristics of AZ91 Magnesium Alloy. **JOM**, v. 75, n. 9, p. 3924, 2023.
- PEI, H. W. *et al.* Forming and properties of 7075 aluminum alloy by rheological squeeze casting with transverse mobile injection feed. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 119, n. 11, p. 7969, 2022.
- SHABESTARI, S. G.; HONARMAND, M.; SAGHAFIAN, H. Microstructural evolution of A380 aluminum alloy produced by gas-induced semi-solid technique (GISS). **Advances in Materials and Processing Technologies**, v. 1, n. 1, p. 155, 2015.
- SHIN, S. *et al.* Effects of Electromagnetic Stirring process on Melt Quality of A356 Aluminum Alloy. **International Journal of Metalcasting**, v. 17, p. 2652, 2023.
- SILVA, W. M. *et al.* Performance of carbide tools coated with DLC in the drilling of SAE 323 aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**, The 42nd

International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films. v. 284, p. 404, 2015.

SPENCER, D. B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M. C. Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range. **Metallurgical Transactions**, v. 3, n. 7, p. 1925–1932, 1972.

TEZGEL, Y. *et al.* Investigating the Tribological Behavior of Aluminum Alloys Produced by a Novel Method: Gas-Induced Semi-Solid (GISS) Casting Technology. **International Journal of Metalcasting**, v. 16, n. 1, p. 458, 2022.

THANABUMRUNGKUL, S. *et al.* Investment casting of semi-solid 6063 aluminum alloy using the GISS process. **Materials Research Express**, v. 10, n. 7, p. 76501, 2023.

TORRES, L. V.; ZOQUI, E. J. Microstructural Stability and Rheological Behavior of Al-Si-Cu Alloys in the Semi-solid State. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 53, n. 5, p. 3229, 2022.

VASUDEVAN, G. *et al.* Combined effect of Sr-addition and pressure induced solidification on eutectic-Si morphology and mechanical properties of squeeze cast Al-Si binary alloy. **Materials Today Communications**, v. 34, n. 9, p. 105104, 2023.

WANNASIN, J. *et al.* Development of the Gas Induced Semi-Solid Metal Process for Aluminum Die Casting Applications. **Solid State Phenomena**, v. 141–143, p. 97, 2008.

WANNASIN, J. *et al.* Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 20, n. 3, p. 1010, 2010.

WANNASIN, J. Applications of Semi-Solid Slurry Casting Using the Gas Induced Semi-Solid Technique. **Solid State Phenomena**, v. 192–193, p. 28, 2012.

WANNASIN, J. *et al.* GISS Technology: Principle and Applications in Die Casting. **Solid State Phenomena**, v. 285, p. 470, 2019.

WANNASIN, J.; MARTINEZ, R. A.; FLEMINGS, M. C. A novel technique to produce metal slurries for semi-solid metal processing. **Solid State Phenom.**, v. 116, p. 366, 2006a.

WANNASIN, J.; MARTINEZ, R. A.; FLEMINGS, M. C. Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification. **Scripta Materialia**, v. 55, n. 2, p. 115, 2006b.

XU, J. *et al.* Effects of rotating gas bubble stirring treatment on the microstructures of semi-solid AZ91-2Ca alloy. **J. Magnes. Alloy.**, v. 1, n. 3, p. 217, 2013.

ZANIS, P. *et al.* Investment casting of semi-solid 6063 aluminum alloy using the GISS process. **Materials Research Express**, v. 10, n. 7, p. 76501, 2023.

ZHANG, Y. *et al.* Effects of processing parameters on microstructure of semi-solid slurry of AZ91D magnesium alloy prepared by gas bubbling. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China.**, v. 25, n. 7, p. 2181, 2015.

ZOQUI, E. J. Alloys for Semisolid Processing. **Comprehensive Materials Processing**, v. 5, p. 163, 2014.