

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

RELAÇÃO ENTRE O ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO SECUNDÁRIO DE
AL-LIGAS COM DEFEITOS DE FUNDIÇÃO E O COMPORTAMENTO
ELETROQUÍMICO

Paula Rodrigues Caumo

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Luis F.P. Dick

Porto Alegre
2018

Dedico esta monografia aos meus familiares amigos e colegas que sempre apoiaram minhas escolhas e incentivaram aos estudos, e em especial aos meus pais Valcir e Maria Helena que foram os principais incentivadores e motivadores para realizar este grande passo. Foi uma longa batalha, com apoio e dedicação foi vencida esta guerra, meus sinceros agradecimentos a todos que fizeram parte deste capítulo da minha vida.

CIP - Catalogação na Publicação

Caumo, Paula Rodrigues
RELAÇÃO ENTRE O ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO
SECUNDÁRIO DE AL-LIGAS COM DEFEITOS DE FUNDIÇÃO E O
COMPORTAMENTO ELETROQUÍMICO / Paula Rodrigues
Caumo. -- 2018.
84 f.
Orientador: Dr. Luís Frederico Pinheiro Dick.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) --
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de
Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto
Alegre, BR-RS, 2018.

1. Medição da distância média entre braços
interdendríticos secundários para as ligas DIN
AL12SiCu (fundição por gravidade) e Al9Si3Cu (fundição
sob pressão). I. Dick, Dr. Luís Frederico Pinheiro,
orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os
dados fornecidos pelo(a) autor(a).

AGRADECIMENTOS

Ao orientador, Professor Dr. Luís F. P. Dick, pelo apoio e direcionamento nas etapas do curso e do presente trabalho. Agradeço aos colegas de trabalho, da graduação e ao laboratório ELETROCOR que me apoiaram e contribuíram para o desenvolvimento da pesquisa. Agradeço profundamente a minha família, pelo apoio e incentivo constante durante toda a realização do curso.

SUMÁRIO

| | |
|---|-------------|
| AGRADECIMENTOS | IV |
| LISTA DE FIGURAS | VII |
| LISTA DE TABELAS | XI |
| RESUMO | XIII |
| ABSTRACT..... | XIV |
| 1. INTRODUÇÃO..... | 1 |
| 1.1. Objetivos | 2 |
| 1.1.1. Objetivo Geral | 2 |
| 1.1.2. Objetivos Específicos | 2 |
| 2. REVISÃO DA LITERATURA..... | 3 |
| 2.1. Alumínio | 3 |
| 2.1.1. Ligas Al-Si..... | 3 |
| 2.2. Processos de Fundição | 4 |
| 2.2.1. Fundição por Gravidade | 5 |
| 2.2.2. Fundição Sob Pressão | 6 |
| 2.2.3. Comparação entre Fundição por Gravidade e Fundição Sob Pressão | 8 |
| 2.2.4. Defeitos de Fundição | 9 |
| 2.3. Software de Simulação de Fundição..... | 9 |
| 2.4. Variáveis Térmicas e Estruturas de Solidificação | 10 |
| 2.4.1. Espaçamento do braço dendrítico secundário | 12 |
| 2.4.2. Influência do SDAS nas propriedades mecânicas | 13 |
| 2.4.3. Microestrutura e corrosão | 14 |
| 2.5. Corrosão por Pites..... | 14 |
| 3. METODOLOGIA..... | 16 |
| 3.1. Obtenção das amostras..... | 17 |
| 3.1.1. Equipamento utilizado na Fundição por Gravidade | 19 |
| 3.1.2. Equipamento utilizado na Fundição sob Pressão | 20 |
| 3.2. Mapeamento de dureza | 20 |
| 3.3. Preparação das amostras | 22 |
| 3.3.1. Ataque com ácido fluorídrico 5% | 22 |
| 3.3.2. Corte das amostras..... | 22 |
| 3.3.3. Lixamento, polimento e ataque com ácido fluorídrico 5% | 23 |

| | | |
|-----------|---|-----------|
| 3.4. | Análise metalográfica e medição SDAS | 24 |
| 3.5. | Ensaio de corrosão por voltametria cíclica e medida do OCP..... | 25 |
| 3.6. | Caracterização e Microanálise química por MEV e EDS..... | 28 |
| 4. | RESULTADOS E DISCUSSÃO..... | 30 |
| 4.1. | Mapeamento de dureza | 30 |
| 4.1.1. | Mapeamento de dureza em amostras vazadas em Fundição por Gravidade . | 30 |
| 4.1.2. | Mapeamento de dureza em amostras injetadas em Fundição sob Pressão | 32 |
| 4.2. | Ataque com ácido fluorídrico | 33 |
| 4.3. | Resultados SDAS e correlação com sentido de solidificação e defeitos de fundição | 34 |
| 4.3.1. | Amostras vazadas em Fundição por Gravidade | 35 |
| 4.3.2. | Amostra injetada em Fundição sob Pressão | 43 |
| 4.4. | Ensaio de Voltametria Cíclica..... | 51 |
| 4.5. | Caracterização Metalográfica das regiões atacadas no ensaio de Voltametria Cíclica..... | 52 |
| 4.6. | Caracterização e Microanálise química por MeV e EDS | 57 |
| 4.6.1. | Ponto P1-Pescoço sem ataque | 58 |
| 4.6.2. | Ponto P1-Pescoço com ataque..... | 61 |
| 4.6.3. | Ponto 2A sem ataque | 63 |
| 4.6.4. | Ponto 2A com ataque..... | 65 |
| 5. | CONCLUSÕES..... | 66 |
| 6. | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 68 |
| | REFERENCIAS..... | 69 |

LISTA DE FIGURAS

| | | |
|--------------|--|----|
| Figura 2. 1 | Diagrama de fases Al-Si..... | 4 |
| Figura 2. 2 | Fundição por Gravidade com vazamento estático..... | 5 |
| Figura 2. 3 | Fundição sob pressão câmara quente (à direita) e Fundição sob pressão câmara fria. | 6 |
| Figura 2. 4 | Esquema do Processo de Fundição sob Pressão..... | 7 |
| Figura 2.5 | Simulação de fundição para previsão de defeitos, microestrutura e sentido de solidificação..... | 10 |
| Figura 2. 6 | Representação esquemática de microestrutura de fundidos. | 11 |
| Figura 2. 7 | Esquema de microestruturas com diferentes taxas de resfriamento e tempo local de solidificação e presença ou não de porosidades..... | 13 |
| Figura 3. 1 | Fluxograma do procedimento experimental..... | 16 |
| Figura 3. 2 | Forno de refusão do tipo torre basculante..... | 17 |
| Figura 3. 3 | Fluxograma dos processos que antecedem o vazamento e injeção das amostras..... | 18 |
| Figura 3. 4 | Célula de Fundição por Gravidade (esquerda) e Coquilha aquecida com queimadores..... | 19 |
| Figura 3. 5 | Célula de injeção sob pressão..... | 20 |
| Figura 3. 6 | Amostra com indicação de corte longitudinal..... | 21 |
| Figura 3. 7 | Amostras vazadas (esquerda) e amostras injetadas (direita) prontas para realização do ensaio de dureza..... | 21 |
| Figura 3. 8 | Amostras cortadas, vazada (esquerda) e injetada (direita)..... | 23 |
| Figura 3. 9 | Máquina utilizada para lixamento e polimento das amostras..... | 23 |
| Figura 3. 10 | Amostras marcadas com caneta para identificação da região a ser analisada, (amostra vazada à esquerda e amostra injetada à direita)..... | 24 |
| Figura 3. 11 | Dendrita primária em amarela com a cota (λ_2) indicando o espaçamento dendritico secundário (SDAS)..... | 24 |

| | | |
|--------------|---|----|
| Figura 3. 12 | Medição SDAS LAS LEICA – ‘‘Dendrite Arms’’ | 25 |
| Figura 3. 13 | Amostras isoladas para o ensaio de voltametria cíclica em NaCl 0,1mol ... | 26 |
| Figura 3. 14 | Medição da área isolado com paquímetro para obter escala de referência em mm..... | 27 |
| Figura 3. 15 | Medição da área com precisão utilizando programa ImageJ disponível no Laboratório de Processos Eletroquímicos e Corrosão..... | 27 |
| Figura 3. 16 | AUTOLAB utilizado para ensaio de voltametria cíclica..... | 28 |
| Figura 3. 17 | Célula montada para o ensaio de Voltametria Cíclica..... | 28 |
| Figura 3. 18 | Microscópio Eletrônico Zeiss Auriga utilizado para Caracterização e Microanálise química por MeV e EDS..... | 29 |
| Figura 4. 1 | Pontos analisados no mapeamento de dureza em amostras vazadas em Fundição por Gravidade..... | 31 |
| Figura 4. 2 | Pontos analisados no mapeamento de dureza para amostras injetadas sob pressão | 32 |
| Figura 4. 3 | Amostras atacadas com ácido fluorídrico 5% (amostra vazada à esquerda e amostra injetada à direita)..... | 34 |
| Figura 4. 4 | Microestrutura de amostra vazada em Fundição por Gravidade | 35 |
| Figura 4. 5 | Microestrutura de amostra injetada em Fundição sob Pressão | 35 |
| Figura 4. 6 | Diferença de microestruturas em diferentes regiões da amostra vazada em Fundição por Gravidade | 36 |
| Figura 4. 7 | Identificação de pontos medidos SDAS em amostra vazada em Fundição por Gravidade..... | 37 |
| Figura 4. 8 | Gráfico do sentido de solidificação do Lado A da amostra vazada em Fundição por Gravidade. SDAS x Pontos medidos..... | 38 |
| Figura 4. 9 | Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado A em direção ao massalote, conforme os valores encontrados SDAS | 39 |
| Figura 4. 10 | Gráfico do sentido de solidificação do Lado B da amostra vazada em Fundição por Gravidade. SDAS x Pontos medidos..... | 40 |

| | | |
|--------------|---|----|
| Figura 4. 11 | Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado B em direção ao massalote, apresentando região com sentido de solidificação incorreto, conforme os valores encontrados SDAS | 40 |
| Figura 4. 12 | Comparação entre SDAS e software de simulação | 41 |
| Figura 4. 13 | Comparação entre SDAS medido com SDAS simulado | 41 |
| Figura 4. 14 | Imagem de scanner de amostra vazada..... | 42 |
| Figura 4. 15 | Amostra usinada com presença de rechupe no ponto 5B | 43 |
| Figura 4. 16 | Diferença de microestruturas em diferentes regiões da amostra injetada em Fundição sob Pressão | 43 |
| Figura 4. 17 | Identificação de pontos medidos SDAS em amostra injetada em Sob Pressão..... | 44 |
| Figura 4. 18 | Gráfico do sentido de solidificação do Lado A da amostra injetada em Fundição sob Pressão. SDAS x Pontos medidos..... | 46 |
| Figura 4. 19 | Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado A, conforme os valores encontrados a partir do SDAS | 47 |
| Figura 4. 20 | Gráfico do sentido de solidificação do Lado B da amostra injetada em Fundição sob Pressão. SDAS x Pontos medidos..... | 48 |
| Figura 4. 21 | Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado B, conforme os valores encontrados a partir do SDAS..... | 48 |
| Figura 4. 22 | Comparação entre SDAS e software de simulação | 49 |
| Figura 4. 23 | Imagem de scanner de amostra injetada | 50 |
| Figura 4. 24 | Defeito identificado em amostra injetada no ponto 7A | 50 |
| Figura 4. 25 | Caracterização metalográfica do defeito..... | 51 |
| Figura 4. 26 | Curvas obtidas no ensaio de Voltametria Cíclica com diferentes SDAS medidos..... | 52 |
| Figura 4. 27 | Ponto 2A-SDAS = 16,2 μ m, com potencial de pite de -287mV, apresentando a região com menor resistência a corrosão. Regiões de dissolução de dendritas | 53 |
| Figura 4. 28 | Ponto 2A-SDAS=16,2 μ m, com potencial de pite de -287mV, apresentando a região com menor resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas e região não atacada..... | 54 |
| Figura 4. 29 | Ponto 3A-SDAS=22,7 μ m, com potencial de pite de -303mV. Regiões de dissolução de dendritas e fases em contornos das dendritas | 54 |

| | | |
|--------------|---|----|
| Figura 4. 30 | Ponto 3A-SDAS=22,7 μ m, com potencial de pite de -287mV, apresentando a região com menor resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendrita | 55 |
| Figura 4. 31 | Ponto 5A-SDAS=25,2 μ m, com potencial de pite de -334mV, apresentando a região com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas, sem a presença de dissolução de das dendritas..... | 56 |
| Figura 4. 32 | Ponto 5A-SDAS=25,2 μ m, com potencial de pite de -334mV, apresentando a região com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas | 56 |
| Figura 4. 33 | Ponto P1-SDAS=35,1 μ m, com potencial de pite de -287mV, apresentando uma das regiões com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas e região não atacada | 57 |
| Figura 4. 34 | Região com pontos EDS para verificar a composição química ao longo e nos contornos dos braços dendríticos..... | 58 |
| Figura 4. 35 | Mapeamento EDS para identificação de elementos de ligas e fases presentes próximo a região P1-Pescoço | 59 |
| Figura 4. 36 | Pontos para identificação de fases e intermetálicos formados a partir da análise EDS | 60 |
| Figura 4. 37 | Fases dissolvidas em amostra vazada em Fundição por Gravidade após o ensaio de Voltametria Cíclica. Região P1-Pescoço (últimos pontos de solidificação) | 61 |
| Figura 4. 38 | Fase α dissolvida em amostra vazada em Fundição por Gravidade após o ensaio de Voltametria Cíclica. Região P1-Pescoço (últimos pontos de solidificação) | 62 |
| Figura 4. 39 | Intermetálico Al-Ni atacados pela corrosão e intermetálicos de cobre (fases mais claras) sem presença alguma de corrosão | 63 |
| Figura 4. 40 | Ponto 2A com análise EDS ao longo e ao redor das dendritas..... | 64 |
| Figura 4. 41 | Ponto 2A com dendritas e intermetálicos dissolvidos após ensaio de Voltametria Cíclica..... | 65 |

LISTA DE TABELAS

| | | |
|--------------|--|----|
| Tabela 2. 1 | Comparativo entre Fundição por Gravidade e Fundição Sob Pressão | 8 |
| Tabela 3. 1 | Composição química das amostras vazadas (DIN AlSi12Cu) e injetadas (DIN AlSi9Cu3). | 18 |
| Tabela 4. 1 | Mapeamento de dureza Brinell em amostras vazadas em Fundição por Gravidade | 31 |
| Tabela 4. 2 | Mapeamento de dureza Brinell nas amostras injetadas sob pressão | 32 |
| Tabela 4. 3 | Valores SDAS encontrados em amostra vazada por Fundição por Gravidade | 37 |
| Tabela 4. 4 | Valores SDAS encontrados em amostra injetada em Fundição sob Pressão. | 45 |
| Tabela 4. 5 | Pontos SDAS analisados pelo ensaio de Voltametria Cíclica | 51 |
| Tabela 4. 6 | Potenciais de pite obtidos com seus respectivos SDAS. | 52 |
| Tabela 4. 7 | Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 14. EDS no interior das dendritas secundárias. | 58 |
| Tabela 4. 8 | Composição em % atômica obtida por análise EDS no ponto 17. EDS no contorno das dendritas secundárias..... | 59 |
| Tabela 4. 9 | Composição em % atômica das principais fases formadas na liga DIN Al12SiCu vazadas em Fundição por Gravidade. | 60 |
| Tabela 4. 10 | Composição em % atômica da fase dissolvida após ensaio de Voltametria Cíclica. | 61 |
| Tabela 4. 11 | Composição em % atômica química do intermetálico Al-Ni atacado. | 63 |
| Tabela 4. 12 | Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 120. EDS no interior das dendritas..... | 64 |
| Tabela 4. 13 | Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 125. EDS no contorno das dendritas secundárias..... | 65 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

SDAS: Distância média entre braços dendríticos secundários (*secondary dendritic arm spacing*).

FDU: Sistema de remoção de gases de metais fundidos

PVD: Deposição Física de Vapor.

RESUMO

Defeitos de fundição conhecidos como rechupe ou contração são de fato normais em fundições de alumínio, tanto em fundições sob pressão como fundições por gravidade. A utilização de *softwares* para a simulação da solidificação já está consolidada entre as empresas de fundição, porém a simulação muitas vezes não consegue ser assertiva com o processo real de fundição na previsão de defeitos e sentido de solidificação das peças. Desta maneira, o estudo da distância média entre braços dendríticos secundários (*SDAS-secondary dendritic arm spacing*) em ligas AlSi12Cu vazadas em fundição por gravidade e ligas AlSi9Cu3 injetadas em fundição sob pressão, pode ser uma alternativa para verificar o sentido de solidificação e possíveis defeitos de fundição, aprimorando e auxiliando o processo de fundição, além de ser uma análise versátil e rápida também é confiável, pois é uma análise real do fundido.

A segregação de elementos de liga é intrínseca ao processo de fundição por gravidade, no qual os últimos pontos a solidificar concentram maiores quantidades de elementos de liga, como o Cobre e o Níquel. Desta maneira, busca-se comparar o SDAS com a resistência à corrosão por ensaios de voltametria cíclica em 0,1 M NaCl para verificar se a distância média entre braços dendríticos pode ser empregada para prever a resistência à corrosão da liga DIN AlSi12Cu.

No presente trabalho, busca-se determinar localmente o SDAS para a liga Al9Si3Cu (obtida pelo processo de injeção sob pressão) e para a liga Al12SiCu (obtida pelo processo de fundição por gravidade) visando prever o caminho de solidificação da peça, adequando-o para evitar porosidades. Em segundo enfoque, buscou-se de forma inédita associar o SDAS com o comportamento eletroquímico em NaCl, visando dar o primeiro passo para prever a relação deste parâmetro com a usinagem eletroquímica da liga.

Palavras-chave: Defeitos de fundição; Distância média entre braços dendríticos secundários; Fundição por Gravidade; Fundição sob Pressão; Corrosão.

ABSTRACT

Microstructural foundry defects, as porosities and shrinkage cavities, are in fact frequent in aluminum castings, both in die castings and gravity castings. The use of commercial codes for the simulation of the solidification process is consolidated among foundry companies but the used software often fail to adequately simulate the actual casting process in the prediction of the occurrence of defects and of the solidification direction in casts. Thus, the study of *secondary dendritic arm spacings* (SDAS) in gravity casted AlSi12Cu and die casted AlSi9Cu3 alloys may be helpful for determining the direction of solidification and occurrence of possible casting defects, so improving the casting process.

Segregation of alloying elements is intrinsic to the gravity casting process, in which the last portions to solidify concentrate larger amounts of alloying elements, such as copper and nickel. Thus, it is interesting to compare the SDAS to the electrochemical behavior determined by cyclic voltammetry in 0.1 M NaCl. In other words, the aim was to verify if the local SDAS can be used to predict the corrosion resistance of the DIN AlSi12Cu alloy.

In the present work, the local SDAS was measured for the cast alloy Al9Si3Cu (obtained by the injection process under pressure) and for the Al12SiCu alloy (obtained by the gravity casting process) at different places of the cast subjected to different solidification rates, in order to predict the solidification path, important to prevent porosity. In a second approach, it was the SDAS was for the first time associated to the electrochemical behavior in NaCl, aiming to take the first step to predict the relation of this parameter with the electrochemical machining of the alloy.

Keywords: Foundry defects; Mean secondary dendritic arm spacing; Gravity casting; Die casting; Corrosion.

1. INTRODUÇÃO

É fato conhecido e recorrentemente estudado que a distância média entre braços dendríticos secundários (SDAS-*secondary dendritic arm spacing*) está associada à velocidade local de resfriamento $\partial T/\partial t$ (°C/s) (Garcia, 2007) durante a solidificação de ligas metálicas. A ocorrência de estruturas colunares sem derivações laterais, ou providas de braços secundários, terciários, etc., caracterizando a formação de dendritas, depende do gradiente de temperatura (°C/cm) durante a solidificação ser menor que um valor crítico dado por:

$$\partial T/\partial x_{\text{Crítico}} = \Delta T \cdot v / D_{\text{liq}} \quad [1]$$

onde ΔT (°C) é o intervalo de solidificação dado pela diferença entre a temperatura *líquidus* e a *solidus*, dependente da composição, v (cm/s) é a velocidade de avanço da frente de solidificação e D_{liq} é o coeficiente de difusão do soluto no líquido (Porter, 2009). Portanto, para ligas resfriadas rapidamente (*rapidly solidified alloys*) ou seja, sujeitas a altas taxas de resfriamento, não ocorrerá a formação de dendritas.

Sabe-se que o SDAS está associado à resistência mecânica da liga solidificada, expressa pela tensão de escoamento e tem sido empregado para prever as propriedades de ligas fundidas (Cruz, 2008). Por outro lado, o tempo de solidificação, definido como tempo entre início e fim da solidificação pode ser aproximado por:

$$t_s \approx \Delta T / (\partial T/\partial t) \quad [2]$$

Tempos de solidificação crescentes são desejados no sentido do posicionamento do massalote, para ser este o último ponto a ser solidificado, concentrando neste local as impurezas da liga e defeitos de fundição, como o rechupe e porosidades maiores.

É conhecido que a segregação de elementos de liga é intrínseca ao processo de fundição e, desta maneira, elementos de liga, como o níquel e o cobre, possuem maior concentração nos últimos pontos a solidificarem, com maior SDAS. Desta maneira, é possível que a resistência à corrosão por pites local seja associável à taxa de solidificação neste mesmo ponto, merecendo este assunto ser estudado. No presente estudo busca-se determinar localmente o SDAS para a liga Al9Si3Cu (obtida pelo processo de injeção sob pressão) e para a liga Al12SiCu (obtida pelo processo de fundição por gravidade) visando um adequado caminho de solidificação da peça para evitar porosidades, associando-se o SDAS medido com a resistência à corrosão em 0,1 M NaCl.

1.1. Objetivos

A seguir estão listados os objetivos, principal e específico, que nortearam a condução do presente estudo.

1.1.1. Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo medir a distância média entre braços interdendríticos secundários (*SDAS-secondary dendritic arm spacing*) para a liga Al9Si3Cu (obtida pelo processo de injeção sob pressão) e para a liga Al12SiCu (obtida pelo processo de fundição por gravidade), verificando o sentido de solidificação e possíveis defeitos de fundição, assim como relacionar o SDAS com o comportamento na resistência à corrosão.

1.1.2. Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste estudo são:

- a) Medição da distância média entre braços interdendríticos secundários (*SDAS-secondary dendritic arm spacing*) para as ligas DIN Al12SiCu (fundição por gravidade) e Al9Si3Cu (fundição sob pressão);
- b) Verificação do sentido de solidificação das amostras fundidas em ambos processos;
- c) Identificação de possíveis defeitos de fundição através do SDAS em ambos processos;
- d) Relacionar o SDAS com o comportamento eletroquímico local para futuramente poder prever a resistência à corrosão e o comportamento na usinagem eletroquímica de para as amostras vazadas em fundição por gravidade.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Alumínio

O alumínio puro é bastante dúctil, apresenta boa resistência à corrosão, boa condutividade térmica e elétrica. Todas essas características o tornam indicado para a fabricação de laminados muito finos, embalagens, lata de bebidas, recipientes para a indústria química, cabos e condutores elétricos (*ASM Handbook*, 1991). Em peças sujeitas a esforços elevados, a resistência mecânica do alumínio puro não é suficiente, mesmo sendo sua resistência à corrosão excelente. Para aumentar a qualidade e melhorar as propriedades de um metal pode-se acrescentar elementos químicos que precipitem precipitados coerentes e incoerentes, aumentando grandemente sua resistência mecânica em detrimento da resistência a diferentes tipos de corrosão. Também é possível aumentar a resistência mecânica (escoamento e tensão máxima) pelo encruamento em processos de laminação e forjamento a frio.

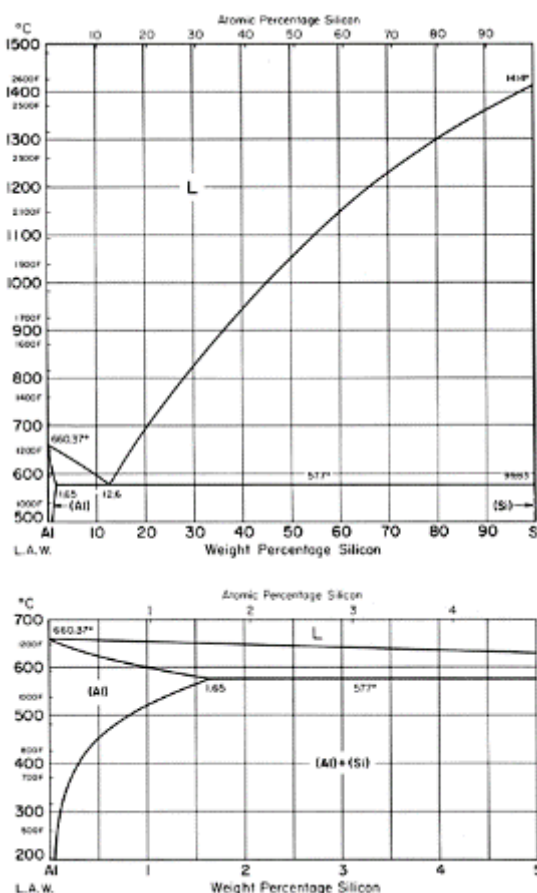
O ponto de fusão do alumínio é baixo (663 °C=, o que o torna vantajoso para processos de fundição. A sua estrutura cristalina CFC, cubico de face centrada, explica sua alta ductilidade e sua densidade baixa (2,7 g/cm³) associada à possibilidade de aumento de dureza por envelhecimento resultam em alta resistência mecânica por peso.

2.1.1. Ligas Al-Si

As ligas Al-Si são muito utilizadas para a fabricação de peças de fundidas. A grande utilização das ligas Al-Si está relacionada à microestrutura resultante, que é consequência da forma de solidificação dessas ligas e do seu principal elemento de liga, o silício. O silício é utilizado na faixa de 5 a 20%, aumentando a fluidez do alumínio líquido, permitindo o melhor preenchimento das cavidades do molde de fundição. O Si auxilia na redução da contração durante a solidificação, reduzindo assim a ocorrência de porosidades em peças fundidas. No entanto, o silício adicionado em maior teor a Al-ligas dificulta os processos posteriores de acabamento das peças, como a usinagem por forma fase de alta dureza. A microestrutura destas ligas consiste de uma fase primária de alumínio (α -Al) ou de silício (β -Si) e de uma estrutura constituinte eutética exibindo a fase β com morfologia facetada na forma de grandes plaquetas na matriz de alumínio (*ASM Handbook*, 1991). A dureza das partículas de silício promove o aumento da resistência ao desgaste destas ligas.

O ponto eutético da liga Al-Si é exatamente em 12,7% de Silício a 577°C, como mostra o diagrama de fases Al-Si (Figura 2.1). Abaixo de 12,7% de silício a liga presente é hipoeutéticas, no qual apresenta boas propriedades de fundição, moderadas propriedades mecânicas e é a mais utilizada. Acima de 12,7% de silício a liga Al-Si é hipereutética e sua utilização é para aplicações especiais que há a necessidade de alta resistência ao desgaste (HASKEL, 2009).

Figura 2. 1 Diagrama de fases Al-Si



Fonte: Infomet.

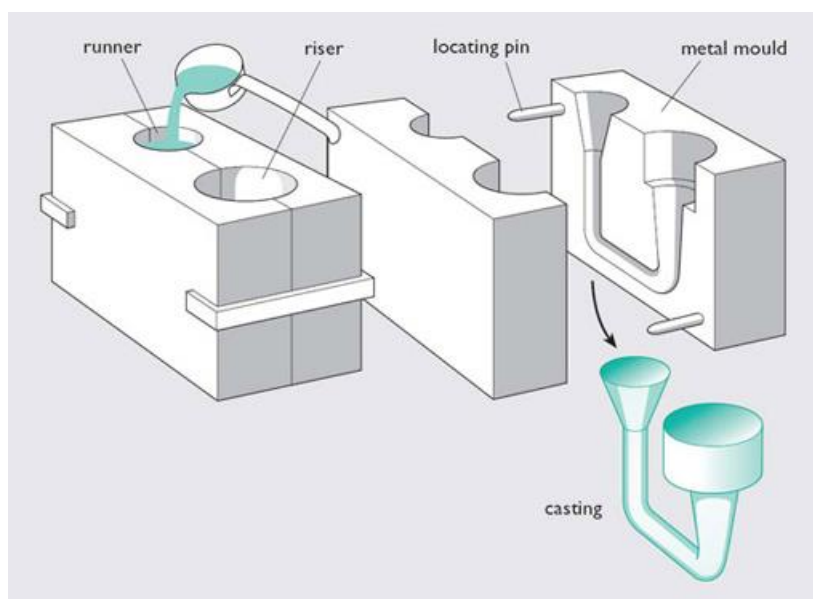
2.2. Processos de Fundição

O processo de fundição é um dos primeiros processos industriais utilizados na produção de artigos de metal. A fundições de não ferrosos podem ser feitas por gravidade, com uso de areia ou molde metálico, e sob pressão. Além desses há também processos especiais, com cera perdida e tixofundição.

2.2.1. Fundição por Gravidade

Feito por gravidade, esse processo consiste em obter peças por meio do vazamento do metal líquido em um molde metálico, também chamado de coquilha. A única força imposta ao enchimento do sistema é a da gravidade. Pode ser subdividido em relação ao molde utilizado como molde permanente e não permanente. Como um exemplo de molde permanente pode-se citar a fundição por coquilhas, e como não permanente a fundição em areia verde. O processo de moldação em coquilhas faz-se uso de moldes permanentes fabricados de metal, que pode ser usado repetidamente. Em contraste com a moldação em areia que tem de ser destruída para remover o fundido, o molde permanente é projetado de maneira que possa ser separado para remover o fundido solidificado. Os fundidos em moldes permanentes são usualmente metais mais leves, tais como à base de Zinco, Magnésio e Alumínio. Neste processo, o metal líquido é vazado em um molde pela ação da gravidade, com ferramentas que podem ser manuais ou com sistema hidráulico. O molde pode ter algum tipo de aquecimento induzido ou não, dependente da peça fundida e das propriedades nela desejadas. Analisando o enchimento deste processo, pode se dar de duas técnicas: vazamento estático, onde o metal é introduzido no topo do molde através de canais de descida (Figura 2.2); e vazamento inclinável, onde o metal é vazado numa bacia enquanto o molde está numa posição horizontal e flui para a cavidade à medida que o molde é gradualmente inclinado para a posição vertical.

Figura 2. 2 Fundição por Gravidade com vazamento estático.



Fonte: LOREIRO, EDGAR. Fundição Sob Pressão (ZFA). Abril de 2018.

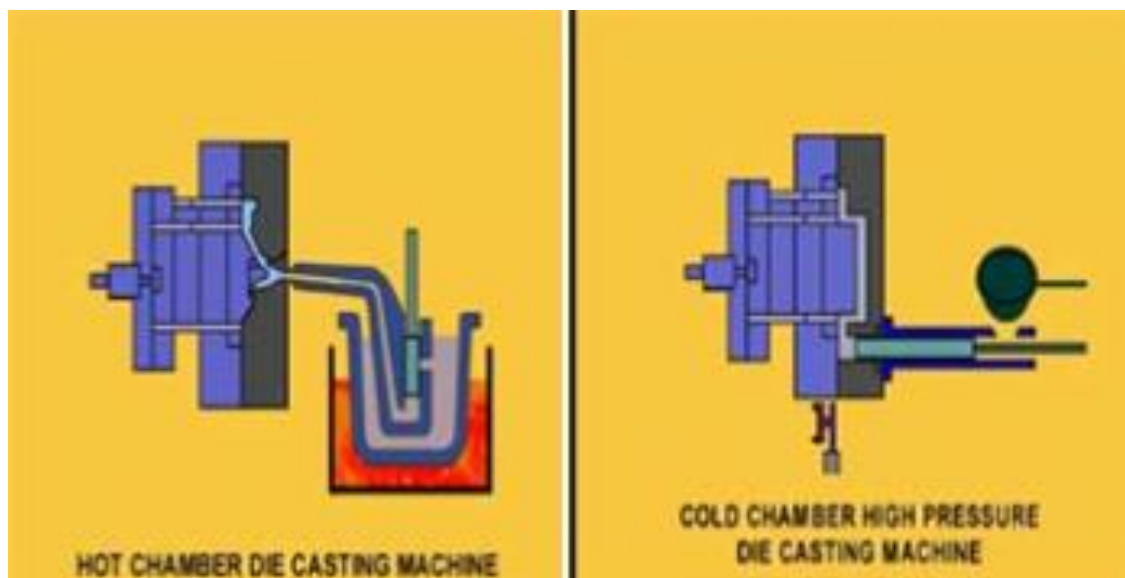
A fundição de coquilha por gravidade é um processo simples, que para ocorrer necessita dos seguintes componentes:

- Forno de fusão da liga;
- Concha para vazamento;
- Coquilhas;
- Sistema de refrigeração;
- Machos para formar a geometria do produto.

2.2.2. Fundição Sob Pressão

A fundição sob pressão se caracteriza como um processo no qual utiliza-se um molde metálico estacionário (matriz) e o metal líquido é introduzido a partir de altas pressões. A fundição sob pressão é somente possível por meio de máquinas injetoras que produzem força e pressão necessária para a injeção, como também para abrir e fechar os moldes e radiais. É subdividido quanto ao tipo de equipamento utilizado, em câmara fria ou câmara quente (Figura 2.3).

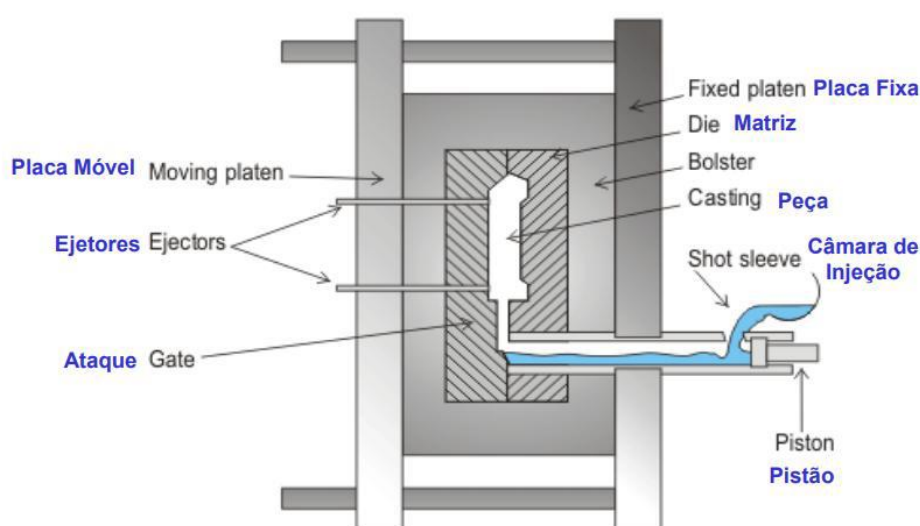
Figura 2.3 Fundição sob pressão câmara quente (à direita) e Fundição sob pressão câmara fria.



Fonte: LOREIRO, EDGAR. Fundição Sob Pressão (ZFA). Abril de 2018.

A fundição em alta pressão (Die Casting) em câmara fria é a mais utilizada para injeção de não ferrosos, principalmente para o alumínio. É utilizada para peças que exigem tolerância apertada além de geometria detalhada e complexa. A Figura 2.4 ilustra de forma simplificada como este processo acontece. O processo de injeção sob pressão em câmara fria é composto por 3 fases, no qual na primeira fase, o ar é eliminado da câmara de injeção. Depois, há um rápido preenchimento da cavidade do molde para evitar o resfriamento do metal. A última etapa é a compactação do metal para diminuir o volume das microporosidades decorrentes da contração de solidificação do metal.

Figura 2. 4 Esquema do Processo de Fundição sob Pressão.



Fonte: LOREIRO, EDGAR. Fundição Sob Pressão (ZFA). Abril de 2018.

As principais características do processo são:

- Peças Complexas;
- Elevada precisão dimensional;
- Excelente acabamento superficial (diminui o trabalho rebarbação);
- Boa qualidade microestrutural e mecânica devido a maior velocidade de resfriamento;
- Baixo tempo de ciclo;
- Altas Produtividades;
- Limitações ao tipo de liga (Al, Mg, Zn, Cu);
- Requer grande investimento inicial.

2.2.3. Comparação entre Fundição por Gravidade e Fundição Sob Pressão

Utiliza-se a fundição por gravidade devido à complexidade das peças fundidas nesse processo. Pode-se utilizar raios complexos e ângulos negativos que seriam impossíveis de fabricar no processo de fundição sob pressão devido aos machos serem fabricados de metal, e ficarem de maneira permanente na coquilha. Já na fundição por gravidade, a cada ciclo utiliza-se um novo macho, este fabricado em areia. Na tabela 2.1 segue um comparativo entre os processos.

Tabela 2. 1 Comparativo entre Fundição por Gravidade e Fundição Sob Pressão

| | <i>Fundição Sob Pressão</i> | <i>Fundição por Gravidade</i> |
|---------------------------------|---|---|
| Forma de preenchimento do molde | Utiliza pressão mecânica; | Utiliza a força gravitacional; |
| Espessura das paredes | Possibilita o preenchimento de paredes mais finas, pois tem uma pressão maior atuando; | Dificuldade de preenchimento de paredes muito finas (o mínimo desejado no processo é de 1,6 mm); |
| Temperatura do molde | Temperatura do molde menor; | Temperatura do molde maior pois necessita maior fluidez para preenchimento total da peça; |
| Tempo de Solidificação | Tempo de solidificação menor e com isso menor tempo de ciclo; | Tempo de solidificação maior e com isso maior tempo de ciclo; |
| Macho utilizado | Impossibilidade de utilizar macho de areia devido a fragilidade; | Permite a utilização de macho de areia devido o processo não estar em condições de altas pressões; |
| Uso de Desmoldante | Utiliza desmoldante a cada ciclo pois ocorre atrito direto entre o Alumínio e o Aço do ferramental; | O molde possui uma camada refratária, sendo esta uma camada protetora eficiente, facilitando a extração da peça e não exigindo o uso de desmoldante a cada ciclo; |
| Maquinário | Permite fazer moldes com mais cavidades (4 ou 6) pois as máquinas possuem mais recursos (parâmetros que podem ser | Permite moldes com menos cavidades (2) devido a máquina preencher o molde somente com a força gravitacional; |

| | | |
|--|---------------------------------------|--|
| | modificados) e os moldes são maiores; | |
|--|---------------------------------------|--|

Fonte: Autor.

2.2.4. Defeitos de Fundição

É considerado um defeito quando as propriedades esperadas não forem atingidas. O processo de injeção sob pressão e fundição por gravidade é regido por uma série de parâmetros, que inadequadamente determinados e ajustados, resultam em uma peça injetada de qualidade inferior. Os defeitos são classificados como internos, externos e desvios dimensionais. Os principais defeitos encontrados são:

- Bolhas;
- Preenchimento incompleto;
- Solda fria;
- Rechupe;
- Presença de óxidos.

2.3. Software de Simulação de Fundição

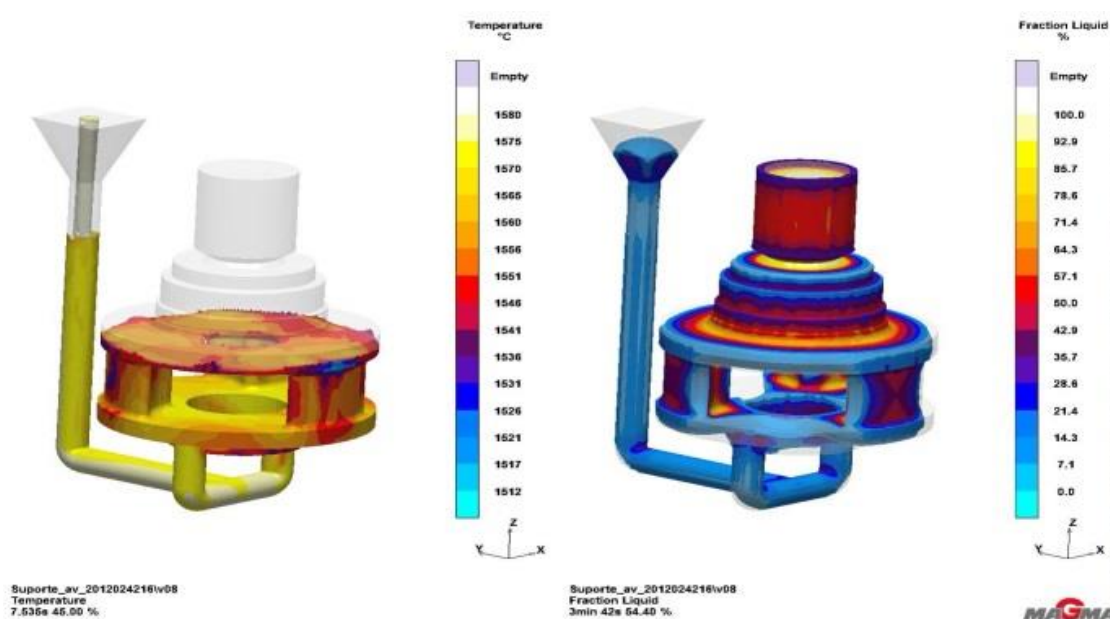
As ligas metálicas que apresentam microestrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundidos possuem grande dependência dos espaçamentos dendríticos primários e secundários. Desta maneira é muito importante, em uma simulação computacional, para o processo de fundição e solidificação, utilizar equações realistas, para se obter a melhor correlação entre os parâmetros térmicos calculados com os espaçamentos dendríticos (TRIVEDI, 1984).

Para previsão microestrutural, sentido de solidificação e defeitos existem vários modelos na literatura para diferentes ligas. O grande ganho da utilização de modelos teóricos para previsão de defeitos, sentido de solidificação e microestrutural é a possibilidade de simular várias situações de processos, com variação de parâmetros, sem a necessidade da realização de experimentos e com a possibilidade de ser mais assertivo para a escolha do melhor processo (MELO, 2005). Utilizando softwares de simulação (Figura 2.5) é possível:

- Melhor posicionamento e tamanhos dos alimentadores/massalotes, eliminando porosidade por contração, enquanto mantém os altos níveis de rendimento metálico;

- Ótima composição química para a prevenção de fases críticas durante a solidificação e o resfriamento posterior;
- Parâmetros de processo robusto, incluindo o tratamento do metal para a microestrutura desejada e as propriedades requeridas.

Figura 2.5 Simulação de fundição para previsão de defeitos, microestrutura e sentido de solidificação.



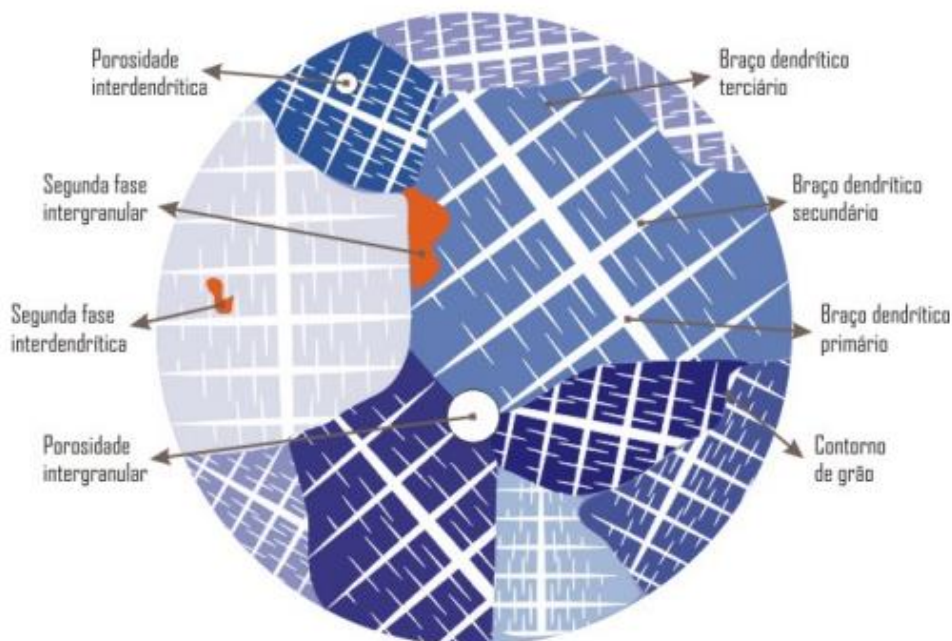
Fonte: Magma simulação.

2.4. Variáveis Térmicas e Estruturas de Solidificação

A exigência sobre o conhecimento do controle da cinética do processo de solidificação de metais e ligas metálicas vem a cada dia se consolidando como um objeto de estudo de extrema importância para a obtenção de materiais com propriedades homogêneas e cada vez mais adequadas à sua utilização prática (ROSA, 2008). É conhecido que a estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. A análise dessa estrutura associa estudo de tamanho de grão, espaçamentos dendríticos (Figura 2.6), e composição química, no qual tudo isso está associado com as condições de solidificação. O processo de solidificação se encarrega de determinar a microestrutura resultante, mas é muito importante que a composição química esteja fixada (FILHO 2015). A temperatura de vazamento do metal é um fator muito importante, pois é uma variável de influência. Quando o

metal líquido entra em contato com o molde, ocorre uma troca térmica e dependendo da capacidade de absorção de calor pelo molde, o processo desenvolver-se-á com maior ou menor rapidez com influência direta nas taxas de resfriamento da peça.

Figura 2. 6 Representação esquemática de microestrutura de fundidos.



Fonte: ROSA, 2007.

A interface entre o sólido e o líquido (S/L) influencia diretamente nas microestruturas resultantes do processo de solidificação. A instabilidade na interface dá origem às microestruturas, esta instabilidade ocorre a partir de parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde.

Durante o processo, a rejeição do soluto ou do solvente ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC). A morfologia na interface S/L depende do valor do SRC que, por ordem crescente do SRC, são denominadas: planar, celular e dendrítica. A continuidade do aumento do grau de super-resfriamento constitucional induz instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam as redes dendríticas (Garcia, 2007).

A ocorrência de estruturas colunares sem derivações laterais, ou providas de braços secundários, terciários, caracterizando a formação de dendritas, depende do gradiente de temperatura ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$) durante a solidificação ser menor que um valor crítico dado por:

$$\frac{\partial T}{\partial x}_{\text{Crítico}} = \Delta T \cdot v / D_{\text{liq}} \quad (3)$$

2.4.1. Espaçamento do braço dendrítico secundário

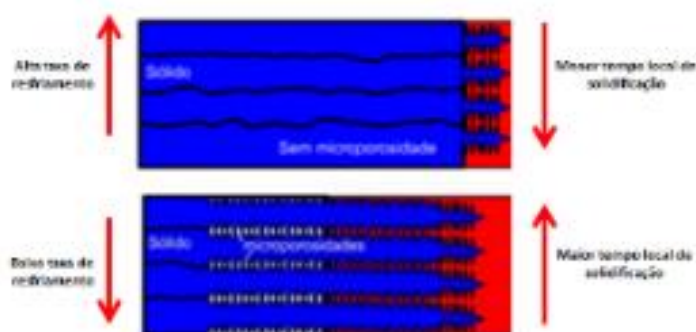
As estruturas dendríticas são muito semelhantes às estruturas de ramificações de árvores, por isso o nome dendritas (do latim *Dendron* =árvore). O crescimento dendrítico é a forma mais comum encontrada em materiais fundidos e o grau de refinamento das dendritas influencia, diretamente, as propriedades mecânicas, na resistência à corrosão e nos tratamentos térmicos posteriores dos produtos fundidos. Em função da forma cristalina dos metais, o crescimento do sólido em determinadas direções cristalográficas é favorecido, e a solidificação evoluiu de forma a facilitar o crescimento em regiões bem definidas, formando assim os braços ou ramos de sólidos que avançam para dentro do líquido. Estas estruturas são caracterizadas em função dos espaçamentos entre suas ramificações, sendo denominados: espaçamento dendrítico primário (λ_1), espaçamento dendrítico secundário (λ_2). Essas estruturas formam-se com um teor de soluto muito diferente da média da liga. Essa diferença da concentração do centro das dendritas para a região interdendrítica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida. Essa característica tem efeito direto nos tempos de homogeneização (PRATES, 1978) e determina as propriedades mecânicas e de corrosão e a sua performance em serviço (KRAFT, 1998). Os espaços existentes entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidos como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, muito utilizados na caracterização quantitativa da microestrutura formada.

Os espaçamentos secundários são normalmente correlacionados com o tempo local de solidificação t_{SL} (diferença entre o tempo de passagem da isoterma liquidus e o tempo de passagem da isoterma solidus por uma determinada posição) ou com a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus v_L (ROSA, 2007). Os espaçamentos dendríticos secundários diminuem (Figura 2.7) com o aumento da taxa de resfriamento (T) e aumentam com o tempo local de solidificação (Figura 8) (t_{SL}). É possível representar o espaçamento dendrítico secundário através da Equação:

$$\lambda_2 = C (t_{SL})^a \quad (4)$$

Assim como o espaçamento dendrítico é afetado pelo tempo local de solidificação t_{SL} e a taxa de resfriamento, o aparecimento de microporosidade interdendríticas (Figura 2.6) é afetado pela forma de solidificação das mesmas, pois para materiais com grande intervalo de solidificação a formação típica das dendritas leva ao aparecimento de microporosidades.

Figura 2. 7 Esquema de microestruturas com diferentes taxas de resfriamento e tempo local de solidificação e presença ou não de porosidades.



Fonte: Adaptado de .

2.4.2. Influência do SDAS nas propriedades mecânicas

O processo de fundição realizado, os parâmetros térmicos impostos durante a solidificação, das adições químicas introduzidas para controlar a formação de estrutura eutética, da concentração de soluto, da granulometria da estrutura e dos tratamentos térmicos ao qual a liga foi submetida influenciam fortemente nas propriedades finais da liga fundida. As propriedades mecânicas das ligas de Al-Si são fortemente influenciadas pelo espaçamento secundário interdendrítico *SDAS* (*Secondary Dendrite Arm Spacing*). Contudo, devido às propriedades físicas do alumínio, é difícil a eliminação dos defeitos, tais como filmes de óxido, microporosidade, macroporosidade (oriunda dos gases) e inclusões não metálicas, que influenciam as propriedades mecânicas (RONDON, 2011). As heterogeneidades também influenciam as propriedades mecânicas e aparecem particularmente nos contornos de grãos, constituindo, portanto, em caminhos preferenciais de fratura (GARCIA, 2007).

Estudos revelam que o refino da microestrutura promove um aumento de valores de dureza Brinell, microdureza Vickers, resistência mecânica e resposta ao impacto (MOREIRA,

2011). Desta maneira é conhecido que quanto menores valores de SDAS, melhores serão as propriedades mecânicas de ligas de Al-Si fundidas.

2.4.3. Microestrutura e corrosão

Sabe-se que o fenômeno corrosivo traz consigo danos que, em muitas ocasiões, são irreparáveis, sem mencionar os gastos decorrentes de manutenção despendidos por empresas de todo mundo. Nessa condição, surge uma grande preocupação com os efeitos do fenômeno. De modo mais específico, o fenômeno corrosivo representa uma situação em que duas ou mais reações eletroquímicas diferentes ocorrem simultaneamente e de forma espontânea, sendo pelo menos uma de natureza anódica e outra catódica. Para que a reação de dissolução do metal tenha prosseguimento, é necessário que os elétrons produzidos sejam removidos, caso contrário atinge-se o equilíbrio eletroquímico. A reação de redução de hidrogênio e/ou gases dissolvidos na solução eletrolítica que ocorre simultaneamente só tem prosseguimento se receber elétrons. Assim, os elétrons produzidos pela reação de dissolução do metal são utilizados pela reação de redução do hidrogênio e simultaneamente as reações têm prosseguimento.

A correlação do comportamento de corrosão e propriedades mecânicas com parâmetros de microestrutura pode ser muito útil para o planejamento de solidificação condições, a fim de alcançar um nível desejado de propriedades finais. Nos últimos anos, foram propostas correlações entre parâmetros das microestruturas resultantes com as resistências à corrosão de algumas ligas dos sistemas: Zn-Al (OSÓRIO, 2008).

2.5. Corrosão por Pites

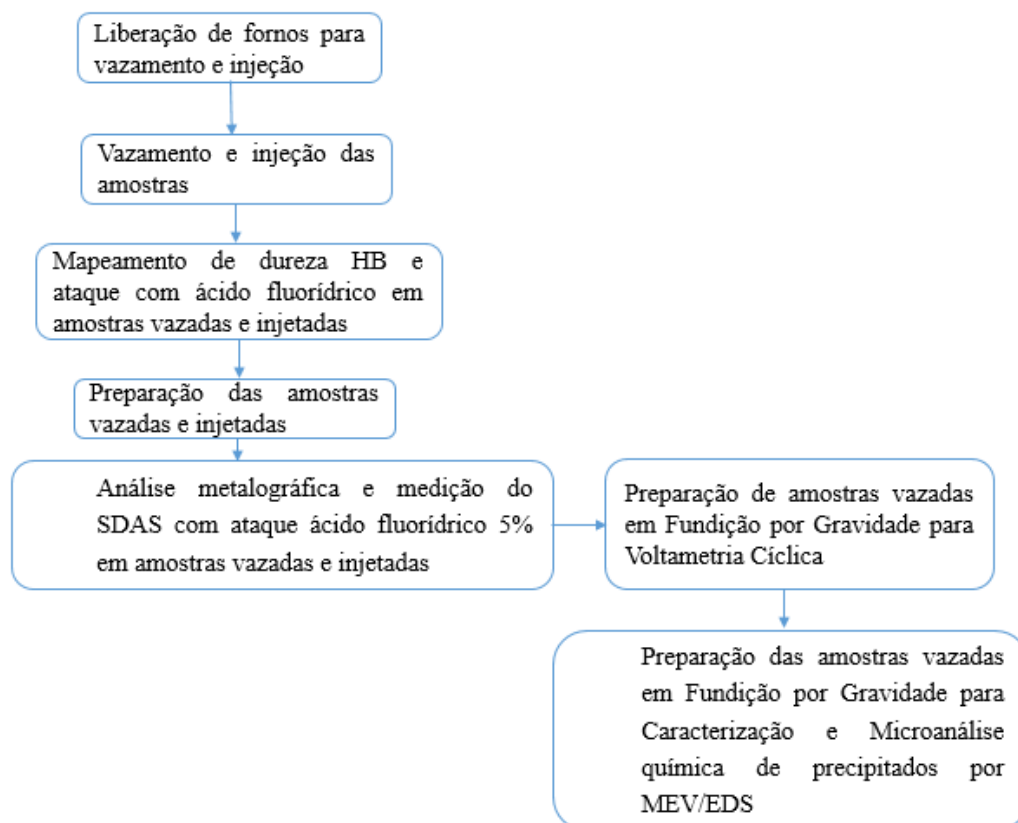
Muitas das formas de corrosão são como pontas de agulha microscópicas, as quais podem enfraquecer a superfície ou causar buracos profundos dentro do material. Este fenômeno é determinado corrosão por pite. A corrosão por pite é resultado da quebra localizada da película passiva em pontos fracos, como inclusões, acúmulo de discordâncias, contornos de grãos, entre outros. Uma vez que o ambiente corrosivo penetra a película passiva ele encontra o metal desprotegido, e se esta película fica incapaz de repassar devido a química no local da solução, então a corrosão ataca continuamente resultando nos pites. O local da solução pode estar com baixos conteúdos de oxigênio ou altos conteúdos de íons cloreto, ambos os quais dificultam a repassivação. No processo de formação do pite, a alta taxa de dissolução local resulta em um aumento dos íons positivos na solução. Íons cloreto migram para o ponto para balancear o ataque. A hidrólise dos cloretos do metal na água resulta na formação do ácido clorídrico. O

posterior aumento da taxa de corrosão localizada causa maior migração de íons cloreto para o pite, e o processo continua automaticamente. (SOLOMON e DEVINE,1982).

3. METODOLOGIA

A metodologia experimental para as análises das ligas utilizadas neste trabalho consiste em diversas etapas: *i.* Análise química das ligas e vazamento (DIN AlSi12Cu) e injeção (DIN AlSi9Cu3) das amostras; *ii.* Mapeamento de dureza HB nas amostras vazadas e injetadas; *iii.* Preparação das amostras vazadas e injetadas; *iv.* Análise metalográfica e medição do SDAS com ataque ácido fluorídrico 5% e marcação de diferentes regiões por micro-indentação; *v.* Polimento para remoção do ataque com ácido fluorídrico 5%; *vi.* Preparação de amostras para ensaio de corrosão para amostras vazadas em Fundição por Gravidade; *vii.* Voltametria cíclica em amostras vazadas em Fundição por Gravidade; *viii.* Caracterização e Microanálise química de precipitados por MEV/EDS em amostras vazadas em Fundição por Gravidade. E por fim, após todas as etapas realizadas, comparar as microestruturas de fundição e SDAS com possíveis defeitos de fundição e corrosão por pites. O fluxograma do procedimento experimental é apresentado na Figura 3.1.

Figura 3. 1 Fluxograma do procedimento experimental



3.1. Obtenção das amostras

As amostras foram obtidas a partir de fundição por gravidade e fundição de injeção sob pressão. Foram obtidas 10 amostras para cada processo de fundição. A liga para o processo de fundição por gravidade é a liga DIN AlSi12Cu, no qual os lingotes foram fundidos em forno fusão a gás (Figura 3.2). Para o processo de fundição de injeção sob pressão a liga utilizada foi a DIN AlSi9Cu3, o qual os lingotes foram fundidos em outro forno de fusão a gás. Após os lingotes estarem fundidos o forno é basculado e o alumínio líquido é transferido para a panela de transporte.

Figura 3. 2 Forno de refusão do tipo torre basculante



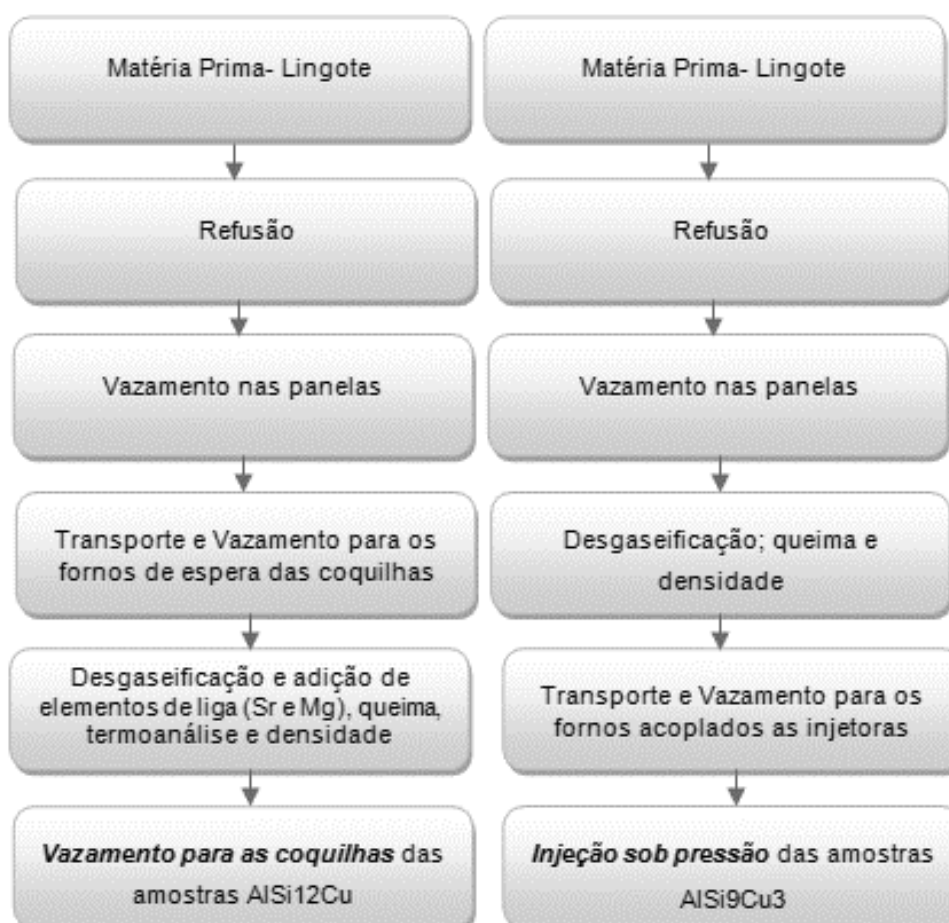
A limpeza e desgaseificação de ambas as ligas é realizada com o FDU (sistema de desgaseificação da liga) e adição de sal escorificantes. No processo de fundição por gravidade a limpeza da liga é realizada nos fornos de espera que ficam ao lado das coquilhas, e no processo de injeção sob pressão a limpeza é realizada na panela de transferência. Após a transferência de ambas as ligas para os fornos de espera, é realizada a liberação de forno, a qual nada mais é do que a análise química para verificação da composição, densidade a vácuo e densidade atmosférica. Apenas para a fundição por gravidade é realizado a termoanálise para verificar se ocorreu a modificação do silício, pois há a adição de estrôncio para alterar a morfologia do silício. Na Tabela 3.1 segue a composição química de ambas as ligas.

Tabela 3. 1 Composição química das amostras vazadas (DIN AlSi12Cu) e injetadas (DIN AlSi9Cu3). Valores expresso em % de massa.

| | Si | Cu | Mg | Ni | Fe | Mn | Ti | Zn |
|----------|-------|-----|------|-----|-----|------|------|------|
| AlSi12Cu | 12,10 | 0,9 | 0,90 | 1,0 | 0,3 | 0,12 | 0,01 | 0,02 |
| AlSi9Cu3 | 9,2 | 2,8 | 0,30 | 0,2 | 0,9 | 0,35 | 0,10 | 0,6 |

Após a realização da liberação de forno segue-se para o vazamento e injeção das amostras. A seguir segue-se o fluxograma da Figura 3.3 para dos processos que antecedem o vazamento e injeção das amostras.

Figura 3. 3 Fluxograma dos processos que antecedem o vazamento e injeção das amostras.



3.1.1. Equipamento utilizado na Fundição por Gravidade

O equipamento utilizado para o vazamento das amostras foi uma coquilha (Figura 3.4), a qual é responsável por dar forma e dimensões a peça fundida e é composta por um molde metálico. O metal fica armazenado na fase líquida e já tratado em fornos (Figura 3.4), nos quais um sistema automatizado submerge uma concha de vazamento neste metal e o encaminha para o enchimento dos canais e posteriormente a peça. No processo, são controlados alguns parâmetros afim de garantir uniformidade e qualidade das peças fundidas, dentre eles a temperatura do banho durante o vazamento, temperatura do molde e o tempo de abertura do molde. A coquilha utilizada possui um fechamento hidráulico setado em 120 bar, que garante que não ocorra vazamento do metal líquido entre as partes da coquilha, e também não afeta a peça com pressão externa. Os fornos são aquecidos por gás GNV misturado com ar comprimido, enquanto os moldes são aquecidos por queimadores.

Os machos que dão a forma interna da amostra são confeccionados em areia e no tratamento térmico T6 de solubilização, seguida de resfriamento em água e envelhecimento artificial, há a remoção da areia das amostras. A temperatura de vazamento da liga é aproximadamente 680°C.

Figura 3. 4 Célula de Fundição por Gravidade (esquerda) e Coquilha aquecida com queimadores



3.1.2. Equipamento utilizado na Fundição sob Pressão

Foi utilizado uma injetora IDRA de 560S toneladas (automáticas) de força de injeção. Estas máquinas são do tipo câmara fria (Figura 3.5), ou seja, o sistema de injeção não fica mergulhado no material. O acionamento do sistema de injeção é feito utilizando acumuladores de nitrogênio. O multiplicador é acionado na terceira fase (compactação) para aumentar a pressão de injeção. O tempo de ciclo de cada amostra é de aproximadamente 30 segundos, enquanto que na fundição por gravidade o tempo de ciclo é de aproximadamente 180 segundos. Os machos na injeção sob pressão são metálicos, construídos em H13, revestidos com tratamento dúplex (nitretação+PVD), pois o processo está submetido por condições de altas pressões, no qual a macharia em areia não resistiria. A temperatura de injeção das amostras é de aproximadamente 690°C.

Figura 3.5 Célula de injeção sob pressão



Fonte: Empresa XXXX.

3.2. Mapeamento de dureza

Para realizar o mapeamento de dureza as amostras foram cortadas no sentido longitudinal (Figura 3.6), fresadas para obter maior planicidade e lixadas para a realização do mapeamento de dureza Brinell.

Figura 3. 6 Amostra com indicação de corte longitudinal



Na Figura 3.7 é possível observar as amostras preparadas para ensaio de dureza Brinell. Foram realizados diversos pontos na superfície das amostras, para relacionar o sentido de solidificação com a dureza das amostras e comparar a dureza de ambos os processos de fundição. Para os dois processos a solidificação ocorre da base para o topo das amostras. (Figura 3.6).

Figura 3. 7 Amostras vazadas (esquerda) e amostras injetadas (direita) prontas para realização do ensaio de dureza



Sentido de solidificação das amostras



3.3. Preparação das amostras

Para realização das análises metalográficas e medições SDAS as amostras obtidas pelos processos citados anteriormente passaram por diversas etapas de preparação, que são essenciais para o desenvolvimento do trabalho. Nesta etapa a qualidade da preparação das amostras e ordem das etapas são muito importantes, pois podem interferir no resultado final do trabalho.

3.3.1. Ataque com ácido fluorídrico 5%

Para identificação de possíveis defeitos de fundição como rechupe (contração), foi utilizado ataque com ácido fluorídrico 5%. Com este ataque é possível visualizar micro porosidades existentes na macroestrutura das amostras. Em regiões com porosidades ou micro porosidades o ataque quando entra em contato com esses defeitos corrói e a superfície fica com cores escuras.

3.3.2. Corte das amostras

As amostras foram cortadas em diferentes regiões e em tamanhos menores (Figura 3.8) para facilitar as etapas posteriores, como: lixamento, polimento, análise metalográfica, medição SDAS, caracterização e microanálise química de precipitados por MEV/EDS e os ensaios de corrosão (voltametria e OCP em NaNO_3). A máquina utilizada para o corte das amostras é semiautomática, com água como refrigeração, para evitar mudanças microestruturais e mecânicas com o aquecimento do corte. Para a amostra vazada, Figura 3.7 à esquerda, foram feitos 10 cortes e para a amostra injetada, Figura 3.7 à direita, foram realizados 8 cortes. No qual cada pedaço passará pelas etapas posteriores de preparação de amostra.

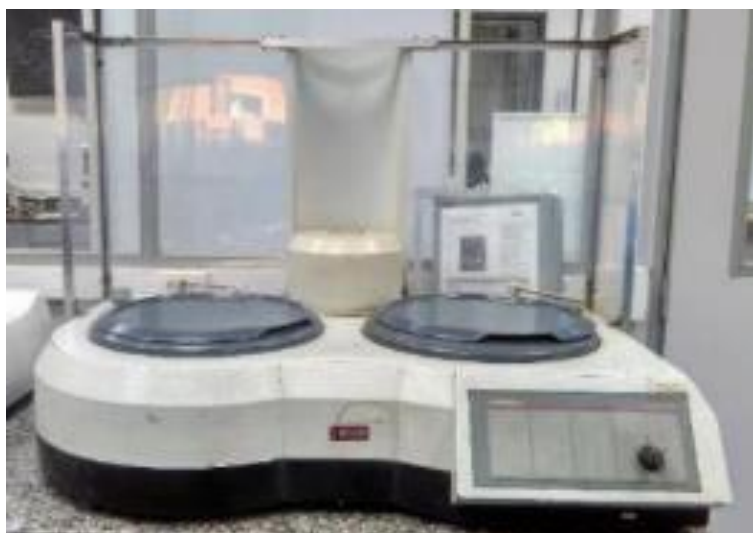
Figura 3. 8 Amostras cortadas, vazada (esquerda) e injetada (direita)



3.3.3. Lixamento, polimento e ataque com ácido fluorídrico 5%

As amostras cortadas foram lixadas nas lixas de granulometria 80; 120; 180; 320; 400; 600; 800 e 1200. Após o lixamento, as amostras foram polidas com alumina. Após o polimento as amostras foram atacadas com ácido fluorídrico 5%, pois este ácido auxilia na visualização da fase de interesse para metalografia e medição SDAS, que nada mais é do que a fase α que apresenta máxima solubilidade do silício igual a 1,65%. Na figura 3.9 está o equipamento utilizado para lixamento e polimento.

Figura 3. 9 Máquina utilizada para lixamento e polimento das amostras



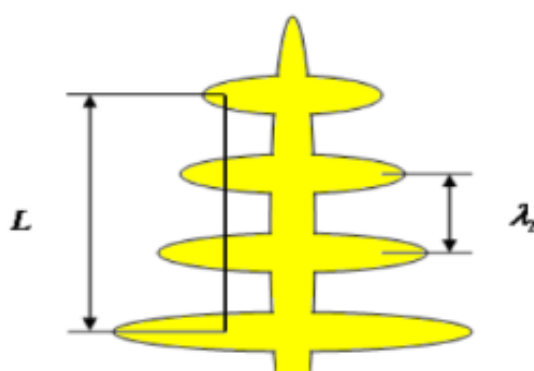
3.4. Análise metalográfica e medição SDAS

Para realizar a análise metalográfica e medição SDAS as amostras foram marcadas com caneta para identificação da região a ser analisada (Figura 3.10). Como é desejado obter um sentido de solidificação de ambos os processos, os pontos foram marcados das primeiras regiões a solidificarem até os últimos. Posteriormente nesses mesmos pontos, no qual a medição SDAS foi aplicada, será realizado a caracterização e microanálise química por MeV e EDS e ensaio de corrosão por voltametria e OCP, para posteriormente relacionarmos o SDAS com a resistência a corrosão.

Figura 3. 10 Amostras marcadas com caneta para identificação da região a ser analisada, (amostra vazada à esquerda e amostra injetada à direita)

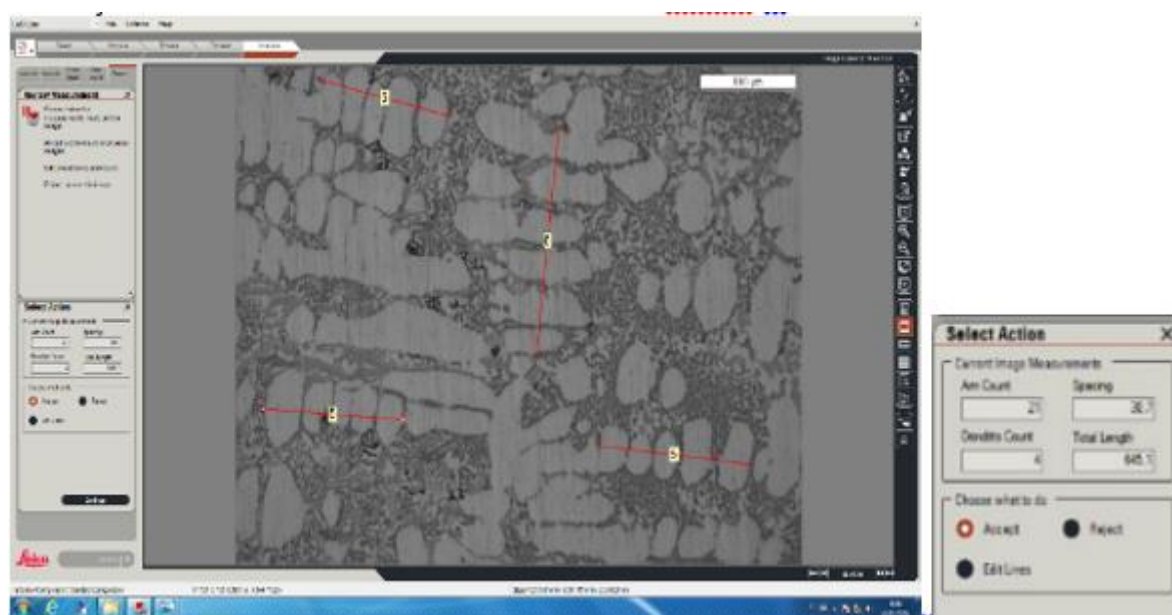


Figura 3. 11 Dendrita primária em amarela com a cota (λ_2) indicando o espaçamento dendritico secundário (SDAS).



O microscópio utilizado é da marca LEICA e o software utilizado para a medição SDAS é o LAS LEICA versão 9 que contém o módulo Dendrite Arms, no qual o analisador apenas realiza a cota e coloca o número de braços, após o software informa o valor SDAS obtido de uma determinada região (Figura 3.11). É escolhido aproximadamente por imagem de 5-8 dendritas primárias, sendo estas dendritas primárias contendo de 4-8 braços dendríticos secundários.

Figura 3.12 Medição SDAS LAS LEICA – ‘Dendrite Arms’



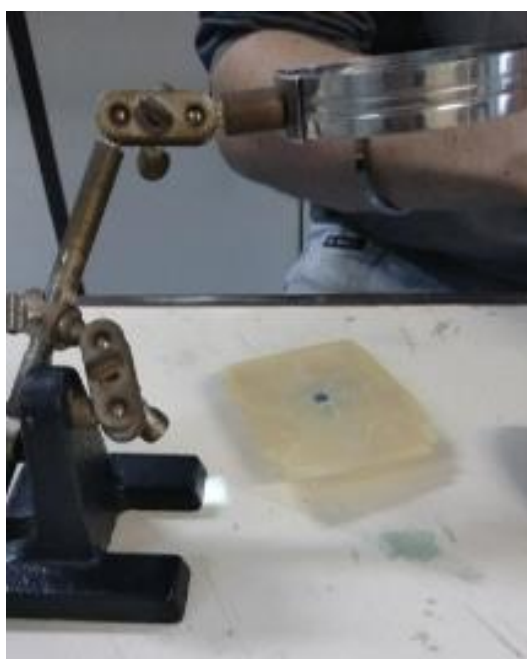
3.5. Ensaio de corrosão por voltametria cíclica e medida do OCP

O ensaio de voltametria cíclica foi realizado nas amostras vazadas em Fundição por Gravidade para relacionar o SDAS com a resistência à corrosão. Foi escolhido apenas um processo para estudar, pois as composições das ligas são diferentes, a qual influenciam os resultados de potencial de pite e potencial de repassivação. Foram escolhidas 4 amostras com diferentes SDAS ao longo da amostra para verificar a relação entre a taxa de solidificação da liga DIN AlSi12Cu e seu o potencial de pite. Os ensaios foram realizados em duplicata. Foi utilizado o método de voltametria cíclica em solução de cloreto de sódio com concentração 0,1 molar. A voltametria é uma técnica eletroquímica onde as informações qualitativas e quantitativas de uma espécie química são obtidas a partir do registro de curvas corrente-potencial, adquiridas durante a polarização de uma amostra metálica em uma célula eletroquímica constituída de pelo menos dois eletrodos, sendo um deles um o eletrodo de

trabalho e o outro um eletrodo referência. O potencial é aplicado entre os dois eletrodos em forma de varredura, isto é, variando-o a uma velocidade constante em função do tempo. O potencial e a corrente resultante são registrados simultaneamente. A curva corrente vs. potencial obtida é chamada de voltamograma. Como a área dos dois eletrodos é diferente, o microeletrodo se polarizará, isto é, assumirá o potencial aplicado a ele. O eletrodo de referência, por possuir uma área grande, não se polarizará, mantendo o seu potencial constante.

Para a realização dos ensaio foi utilizado o Laboratório de Processos Eletroquímicos e Corrosão da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (ELETROCORR). As amostras vazadas e injetadas foram devidamente polidas e limpas para após isolar a área (Figura 3.12) a ser atacada no ensaio de voltametria cíclica. Foi utilizado um eletrodo de trabalho (amostra), um eletrodo de referência e um contra eletrodo para fechar o circuito.

Figura 3. 13 Amostras isoladas para o ensaio de voltametria cíclica em NaCl 0,1mol



Após o isolamento da área para o ensaio de corrosão por pite, a área foi medida com um paquímetro (Figura 3.13) para obter uma escala de referência, para que no programa de imagem do computador fosse medido a área com precisão (Figura 3.14).

Figura 3. 14 Medição da área isolado com paquímetro para obter escala de referência em mm



Figura 3. 15 Medição da área com precisão utilizando programa ImageJ disponível no Laboratório de Processos Eletroquímicos e Corrosão.



Para o ensaio foi utilizado o AUTOLAB (Figura 3.15) do Laboratório de Processos Eletroquímicos e Corrosão, no qual variações de corrente são armazenada. O aparelho possui uma interface com o programa no computador, no qual todos os dados do ensaio ficam armazenados. Os sensores voltamétricos levam em consideração o fenômeno da interface entre o eletrodo e a solução, estes sensores operam na presença de corrente, e com potencial controlado. Os ensaios foram realizados em duplicata para maior precisão dos resultados.

Figura 3. 16 AUTOLAB utilizado para ensaio de voltametria cíclica



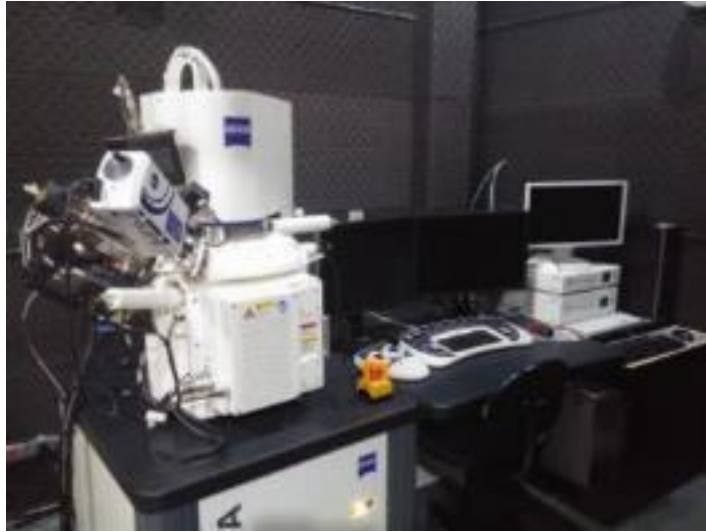
Figura 3. 17 Célula montada para o ensaio de Voltametria Cíclica



3.6. Caracterização e Microanálise química por MEV e EDS

Para Caracterização e Microanálise química por MeV e EDS foi utilizado o Microscópio Eletrônico Zeiss Auriga (Figura 3.17) do Centro de Microscopia e Microanálise da UFRGS (CMM). O microscópio possui fonte de elétrons do tipo FEG, no qual proporciona uma melhor qualidade de imagem comparada às fontes de filamento convencionais. Foi utilizado o detector de raios- X característicos (EDS) do microscópio para análise química de precipitados.

Figura 3. 18 Microscópio Eletrônico Zeiss Auriga utilizado para Caracterização e Microanálise química por MeV e EDS



Fonte: CMM

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Mapeamento de dureza

Foi realizado nas amostras obtidas por ambos os processos de fundição o mapeamento da dureza HB, por meio de endentações com esfereas de diâmetro de 2,5 mm e carga de 62,5 kg ao longo da superfície longitudinal das amostras. O mapeamento de dureza nos indicará se há variação de dureza nas amostras em diferentes pontos da secção longitudinal e também uma possível comparação entre a dureza de ambas os processos de fundição. Como é apresentado a seguir, nas amostras obtidas por Fundição por Gravidade a variação de taxa de solidificação ao longo da amostra não influencia a dureza local.

4.1.1. Mapeamento de dureza em amostras vazadas em Fundição por Gravidade

Na Figura 4.1, é possível verificar os pontos nos quais foi realizado o mapeamento de dureza nas amostras obtidas pelo processo de Fundição por Gravidade. Na Tabela 4.1 é possível verificar que ao longo de toda secção da peça não há uma significativa variação de dureza. Isto mostra que a diferença de taxa de solidificação ao longo da amostra e a segregação não influenciam a dureza das amostras vazadas em valores superiores ao erro. Um medição de muitos pontos em diferentes peças seria necessária para determinar possíveis variações. A homogeneidade das amostras em relação à dureza deve-se ao fato das amostras vazadas passarem pelo processo de tratamento térmico T6, a qual são solubilizadas à 470°C po 6h, permitindo uma maior homogeneidade ao longo de toda amostra.

Figura 4. 1 Pontos analisados no mapeamento de dureza em amostras vazadas em Fundição por Gravidade

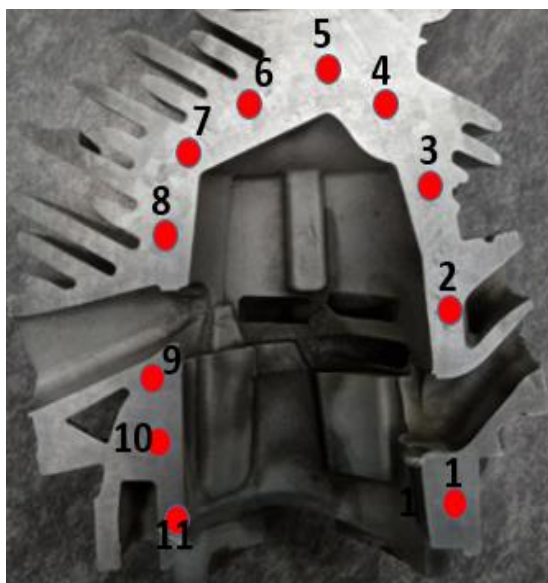


Tabela 4. 1 Mapeamento de dureza Brinell em amostras vazadas em Fundição por Gravidade

| Ponto | Amostra 1: Dureza (HB) | Amostra 2: Dureza (HB) | Média (HB) |
|-------|------------------------|------------------------|-------------|
| 1 | 95 | 93,6 | 94,3 |
| 2 | 95,5 | 90,6 | 93,1 |
| 3 | 96 | 93,7 | 95,0 |
| 4 | 98,7 | 93 | 95,6 |
| 5 | 98,6 | 93,6 | 96,1 |
| 6 | 93,7 | 94,2 | 94 |
| 7 | 96,6 | 97 | 97,0 |
| 8 | 94,4 | 95 | 95,0 |
| 9 | 93 | 92,3 | 93,0 |
| 10 | 91,8 | 94,1 | 93,0 |
| 11 | 96,3 | 94,4 | 95,4 |

4.1.2. Mapeamento de dureza em amostras injetadas em Fundição sob Pressão

No mapeamento realizado nas amostras obtidas pelo processo de Fundição sob Pressão, a taxa de solidificação apresentou significativa variação da dureza. Por exemplo, os pontos 2 e 12 apresentaram maiores valores médios de dureza média, com 114,0 e 111,0 HB, respectivamente. Estes pontos são os primeiros pontos a solidificarem na peça, possuindo uma microestrutura mais refinada e com o mínimo de segregação e impurezas. Já os pontos 5 e 6, com 98,0 e 97,0 HB, respectivamente, foram os pontos com menores valores de dureza média. Estes pontos fazem parte da última região a solidificar, possuindo uma microestrutura não tão refinada como os pontos 2 e 12 e também são regiões com maiores concentrações de segregação e impurezas. Apesar de possuírem canal de injeção e bolacha (região de concentração de impurezas e rechupe), nem sempre todas impurezas e partículas de óxidos são expulsos da peça injetada. As amostras injetadas não passam por tratamento térmico, não havendo uma homogeneidade ao longo da amostra, isso explica os diferentes valores de dureza encontrados ao longo de toda a amostra.

Figura 4. 2 Pontos analisados no mapeamento de dureza para amostras injetadas sob pressão

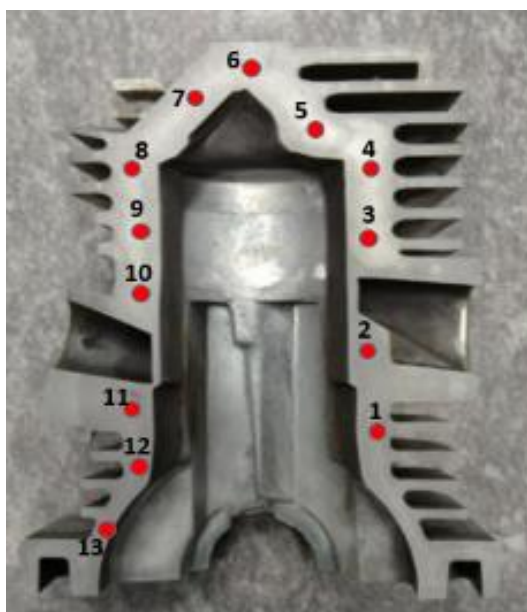


Tabela 4. 2 Mapeamento de dureza Brinell nas amostras injetadas sob pressão

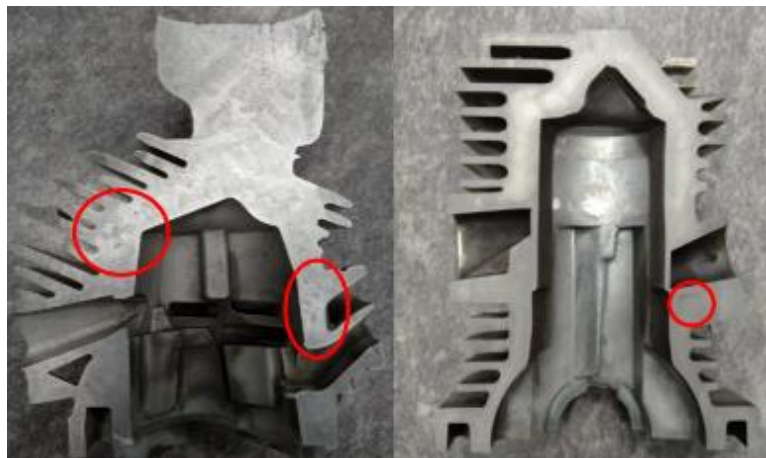
| Ponto | Amostra 1: Dureza (HE) | Amostra 2: Dureza (HB) | Média (HB) |
|-------|------------------------|------------------------|------------|
| 1 | 109 | 110,1 | 109,6 |

| | | | |
|----|-------|-------|--------------|
| 2 | 115,2 | 112,2 | 114,0 |
| 3 | 109,4 | 105,6 | 107,5 |
| 4 | 101,6 | 104,1 | 103,0 |
| 5 | 97 | 98,8 | 98,0 |
| 6 | 96,6 | 97 | 96,8 |
| 7 | 105,6 | 105,3 | 105,5 |
| 8 | 102,1 | 100,7 | 101,4 |
| 9 | 103,5 | 105,2 | 104,4 |
| 10 | 109,7 | 111 | 110,4 |
| 11 | 103,8 | 103,9 | 103,4 |
| 12 | 109 | 112,6 | 111,0 |
| 13 | 108,2 | 109 | 109,0 |

4.2. Ataque com ácido fluorídrico

O ataque com ácido fluorídrico tem por finalidade indicar possíveis defeitos de fundição, como o rechupe. As áreas da amostra adquirem tonalidade mais escura no ataque são possíveis áreas de concentração de defeitos. Na Figura 4.3 há regiões assinaladas, nas quais é possível observar uma tonalidade mais escura. Posteriormente, serão comparadas essas regiões com os valores SDAS, verificando se realmente estas regiões possuem um grande potencial de apresentar defeitos de fundição.

Figura 4.3 Amostras atacadas com ácido fluorídrico 5% (amostra vazada à esquerda e amostra injetada à direita). As regiões circuladas em vermelho possuem tonalidade mais escura, indicando uma possível área com defeitos de fundição.



4.3. Resultados SDAS e correlação com sentido de solidificação e defeitos de fundição

Foi realizada medição SDAS nas amostras de ambos os processos. A amostra vazada em fundição por gravidade mostrou SDAS consideravelmente maior que a amostra injetada em fundição sob pressão. Isso se deve ao fato dos diferentes tempos de solidificação dos processos. Na Figura 4.4 é possível observar uma típica microestrutura de amostras vazadas por Fundição por Gravidade, note que a microestrutura é grosseira quando comparada com a microestrutura obtida por Fundição de Injeção Sob Pressão (Figura 4.5), que possui uma microestrutura refinada devido ao menor tempo de solidificação. A seguir nos próximos tópicos serão apresentados os resultados SDAS, relacionando com o sentido de solidificação e previsão de possíveis defeitos de fundição.

Figura 4. 4 Microestrutura de amostra vazada em Fundição por Gravidade com maior tempo local de solidificação.

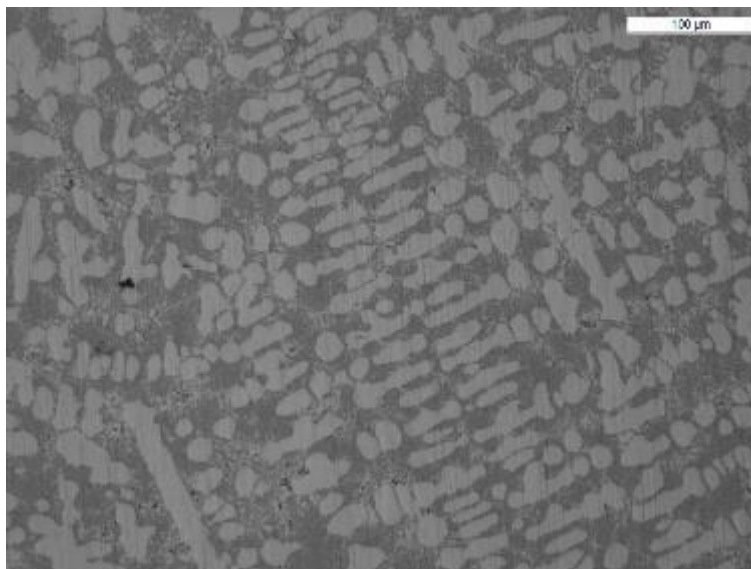
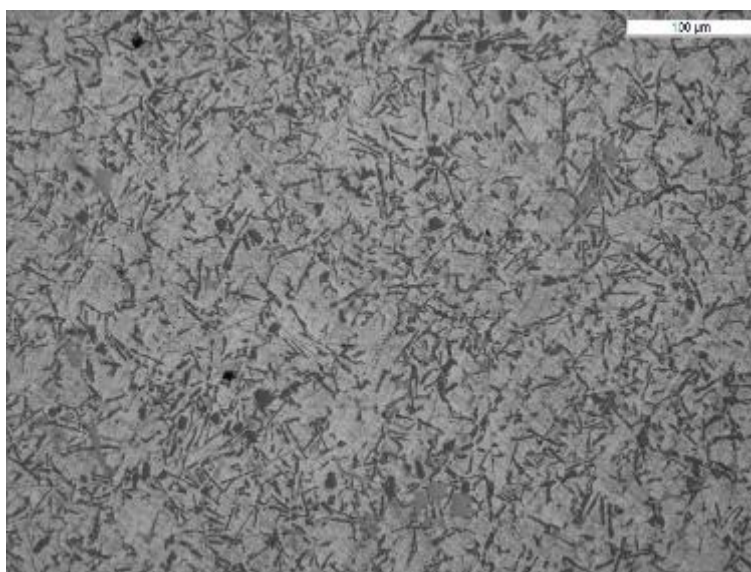


Figura 4. 5 Microestrutura de amostra injetada em Fundição sob Pressão com menor tempo local de solidificação, apresentando microestrutura mais refinada.



4.3.1. Amostras vazadas em Fundição por Gravidade

As amostras vazadas por Fundição por Gravidade possuem um maior tempo de solidificação quando comparadas as amostras solidificadas no processo de Injeção sob Pressão. Nas amostras vazadas, comparando-se primeiro ponto a solidificar com o último ponto a solidificar, é possível observar diferentes microestruturas, com tempos de solidificações distintos. Na Figura 4.6 é possível observar a diferença entre o tamanho das dendritas, as imagens estão na mesma escala.

Figura 4. 6 Diferença de microestruturas em diferentes regiões da amostra vazada em Fundição por Gravidade. Na região acima circulada indica áreas com maiores tempos locais de solidificação, resultando em uma microestrutura grosseira. Nas regiões circuladas a baixo da amostra, indicam áreas com menores tempos locais de solidificação, resultando em microestruturas mais refinadas.



Na Figura 4.7 é possível verificar os pontos nos quais a medição SDAS foi realizada. Ao longo de toda peça, até o massalote (ponto M1 e M2) foi realizado metalografia, fotografia e medição SDAS. Na Tabela 4.3 é possível verificar que a amostra segue um sentido de solidificação correto, no sentido do massalote, exceto no ponto 5B, no qual o SDAS deu um valor superior ao ponto 6B, indicando um possível ponto quente, ou seja, está região tem um grande potencial de apresentar defeito de fundição como rechupe. Avaliando o teste com ataque com ácido fluorídrico 5% (Figura 4.3) é possível correlacionar os dois pontos. O ponto quente indicado pelo ataque ácido foi a mesma região do ponto 5B. O SDAS desta amostra mostrou que o massalote está sendo eficiente, possuindo os maiores valores SDAS, sendo o último ponto a solidificar.

Figura 4. 7 Identificação de pontos medidos SDAS em amostra vazada em Fundição por Gravidade.

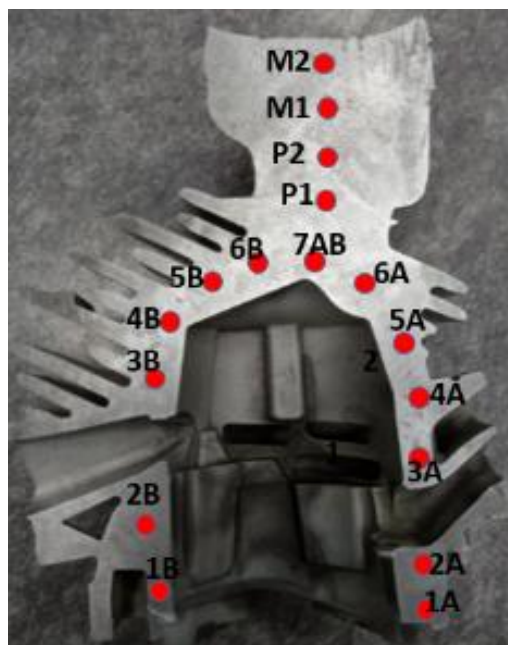


Tabela 4. 3 Valores SDAS encontrados em amostra vazada por Fundição por Gravidade.

| Região | SDAS | Região | SDAS |
|---------------|--------------|---------------|------------------------------|
| 1A | 10,8 μ m | 1B | 11,9 μ m |
| 2A | 16,2 μ m | 2B | 29,5 μ m |
| 3A | 22,7 μ m | 3B | 31,0 μ m |
| 4A | 24,0 μ m | 4B | 32,7 μ m |
| 5A | 25,2 μ m | 5B | 34,0μm |
| 6A | 26,2 μ m | 6B | 27,6μm |
| 7A | 31,2 μ m | 7B | 31,2 μ m |
| P1 - Pescoço | 35,1 μ m | P1 - Pescoço | 35,1 μ m |
| P2- Pescoço | 41,2 μ m | P2- Pescoço | 41,2 μ m |
| M1- Massalote | 45,0 μ m | M1- Massalote | 45,0 μ m |
| M2- Massalote | 44,3 μ m | M2- Massalote | 44,3 μ m |

Na Figura 4.8 é possível observar o gráfico que indica o sentido de solidificação do lado A da amostra vazada em Fundição por Gravidade, note que os valores SDAS são crescentes e direcionados ao massalote, isso indica que neste lado da amostra o sentido de solidificação está correto. Na Figura 4.9 é possível ver o sentido de solidificação indicado por flechas. Com o sentido de solidificação direcionado ao massalote, não há indicativos de pontos concentradores de defeitos de fundição. Os valores SDAS reforçam a eficácia do massalote, pois apresenta o maior SDAS, sendo assim, o último ponto a solidificar, concentrando os defeitos e impurezas das peças fundidas.

Figura 4. 8 Gráfico do sentido de solidificação do Lado A da amostra vazada em Fundição por Gravidade. SDAS x Pontos medidos.

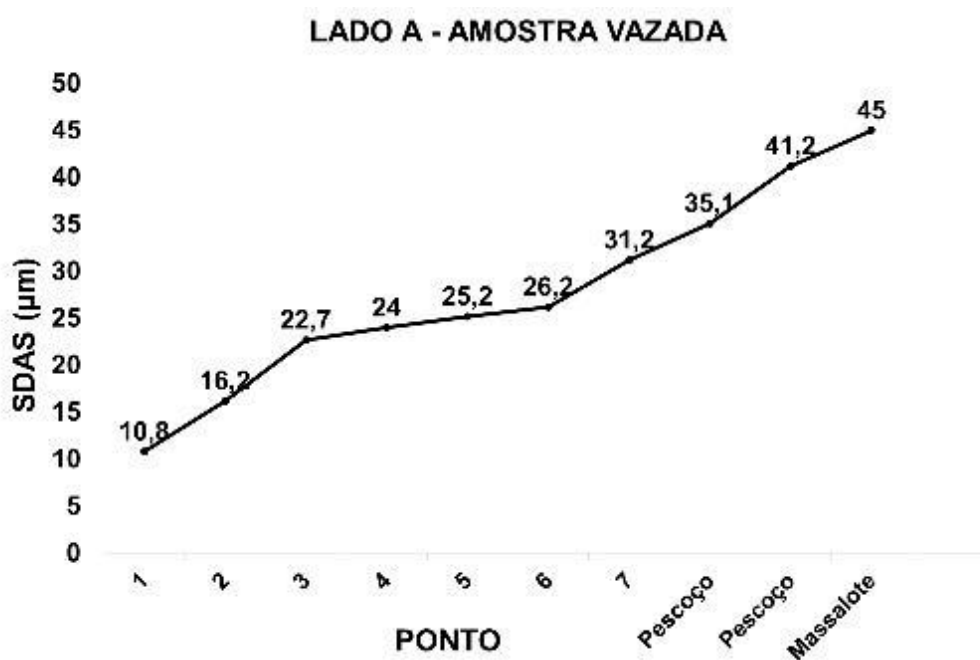


Figura 4.9 Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado A em direção ao massalote, conforme os valores encontrados SDAS.



Na Figura 4.10, é possível observar o gráfico que indica o sentido de solidificação do lado B da amostra vazada em Fundição por Gravidade, note que no ponto 6 há um decréscimo do valor SDAS, o ponto anterior (ponto 5) apresentou um maior SDAS, dessa maneira esta região está sujeita ao aparecimento de defeitos de fundição, pois o direcionamento do sentido de solidificação não está correto. No restante, é possível dizer que o massalote está sendo eficiente, promovendo os maiores valores SDAS, ou seja, último ponto a solidificar como dito anteriormente. Na Figura 4.11, é possível a partir de flechas obter uma noção de como está o sentido de solidificação do lado B da amostra.

Figura 4. 10 Gráfico do sentido de solidificação do Lado B da amostra vazada em Fundição por Gravidade. SDAS x Pontos medidos

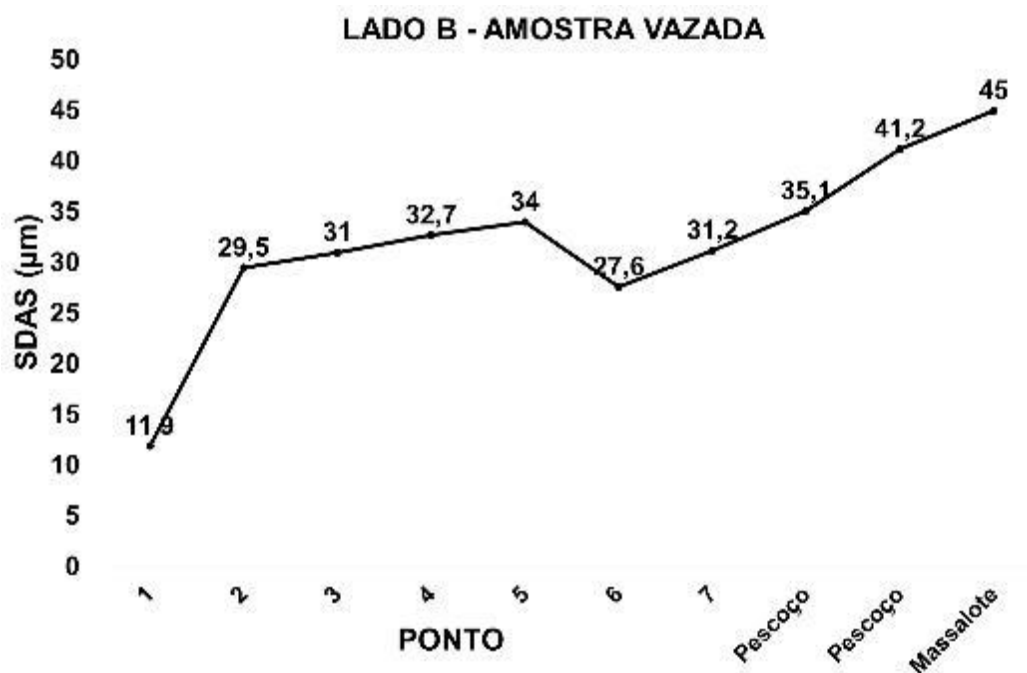


Figura 4. 11 Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado B em direção ao massalote, apresentando região com sentido de solidificação incorreto (flechas em vermelho), conforme os valores encontrados SDAS.



Na Figura 4.12, é possível correlacionar o ponto quente previsto pelo SDAS com a simulação de fundição. A região circulada é um possível ponto quente previsto pelo software,

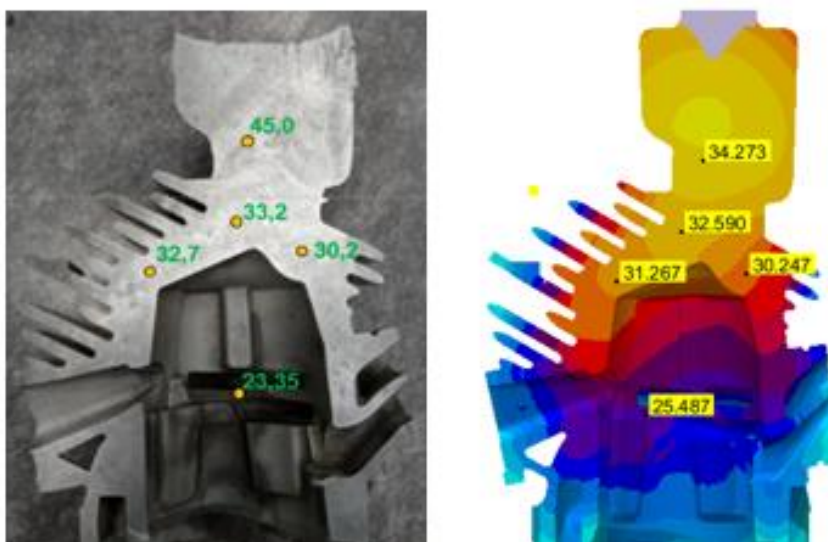
note que as regiões não são exatas, mas são próximas, isso deve-se pelo fato do software ser uma aproximação do real, variando um pouco a exata localização do possível defeito.

Figura 4. 12 Comparação entre SDAS e o *software* de simulação. As regiões circuladas indicam o defeito previsto pelo SDAS (à esquerda) e o defeito previsto pelo software de simulação (à direita).



Além do mais, comparando o SDAS com o SDAS da simulação (Figura 4.13), os resultados obtidos são semelhantes, confirmando os resultados obtidos pela medição prática do SDAS, atribuindo maior confiança para a análise SDAS.

Figura 4. 13 Comparação entre SDAS medido com SDAS simulado.



Algumas amostras vazadas foram passadas pelo processo de raio X, no qual a peça é escaneada e defeitos reais são identificados (região circulada). Na Figura 4.14 é possível

verificar que a região em que o SDAS indicou possível defeito foi confirmado com o scanner da peça bruta.

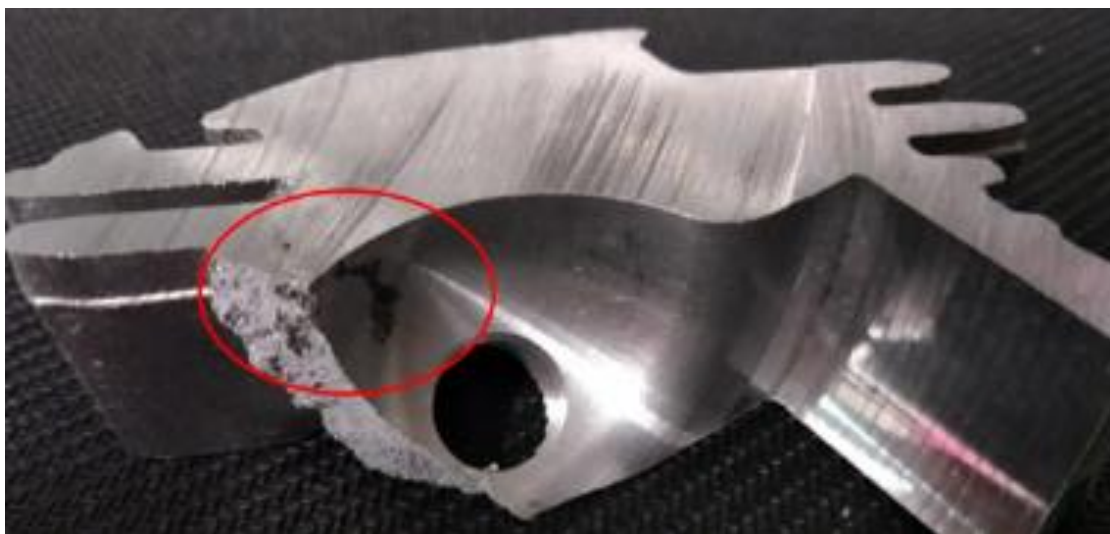
Figura 4. 14 Imagem de scanner de amostra vazada. Na região circulado em vermelho está indicado o defeito detectado pelo scanner.



Após o processo de fundição, há o processo de usinagem convencional, no qual sobre metal são removidos e garante a geometria final da amostra. Nesta etapa muitos defeitos encapsulados oriundos do processo de fundição são expostos. Na Figura 4.15 é possível observar a região em que o SDAS identificou um possível defeito, e o processo de usinagem comprovou que nesta região existe um defeito de fundição (rechupe).

Através do SDAS foi possível prever defeitos de fundição, assim como correlacionar com *softwares* de simulação de fundição, ajudando a confirmar a veracidade do programa, assim como ajusta-lo e calibra-lo. Além disso, a medição SDAS é um método prático, rápido, no qual os resultados obtidos são dados reais de processo. O SDAS pode ser útil para modificações de processo que visam melhorar o sentido de solidificação de peças fundidas, assim como reduzir tempo de ciclo, variação da temperatura da liga, queimadores e resfriadores. Estas variáveis de processo influenciam fortemente o sentido de solidificação de peças fundidas, e com o SDAS é possível determinar o melhor processo para obter um sentido de solidificação correto, assim como minimizar os defeitos de fundição.

Figura 4. 15 Amostra usinada com presença de rechupe no ponto 5B.

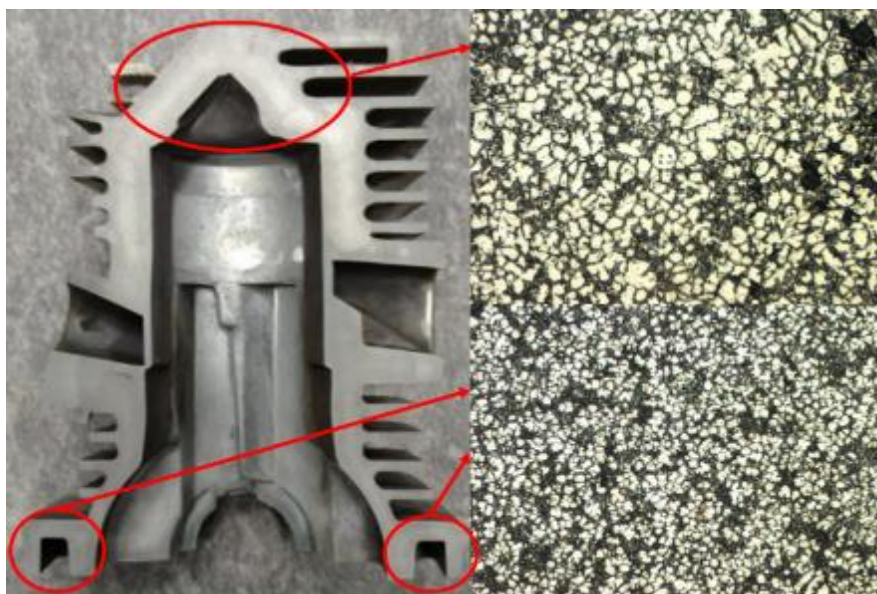


4.3.2. Amostra injetada em Fundição sob Pressão

As amostras injetadas, assim como as amostras vazadas, possuem diferentes microestruturas ao longo da amostra, os primeiros pontos a solidificar possuem uma microestrutura mais refinada comparada aos últimos. Na Figura 4.16 é possível observar o as diferentes microestruturas obtidas na mesma amostra, por consequência das diferentes taxas de resfriamento.

Figura 4. 16 Diferença de microestruturas em diferentes regiões da amostra injetada em Fundição sob Pressão. Na região acima circulada indica áreas com maiores tempos locais de solidificação, resultando em uma microestrutura grosseira. Nas

regiões circuladas a baixo da amostra, indicam áreas com menores tempos locais de solidificação, resultando em microestruturas mais refinadas.



Na Figura 4.17, é possível ver os pontos no qual foram medidos o SDAS da amostra injetada e o canal da amostra. Neste caso, diferentemente do SDAS de amostras vazadas, os valores SDAS são baixos, pois a solidificação destas amostras é muito mais rápida do que amostras injetadas. O sentido de solidificação da amostra injetada está direcionado ao canal de injeção. É possível observar através da Tabela 4.4 que os pontos 3B e 7A apresentam SDAS superior que os pontos acima deles, desta maneira são regiões com grande potencial de apresentar defeito de fundição como rechupe.

Figura 4. 17 Identificação de pontos medidos SDAS em amostra injetada em Sob Pressão

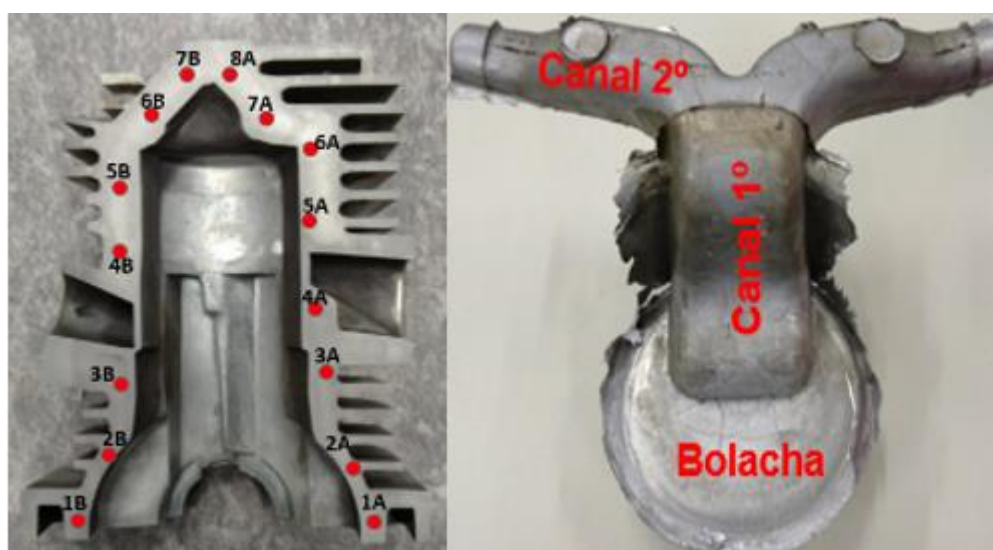
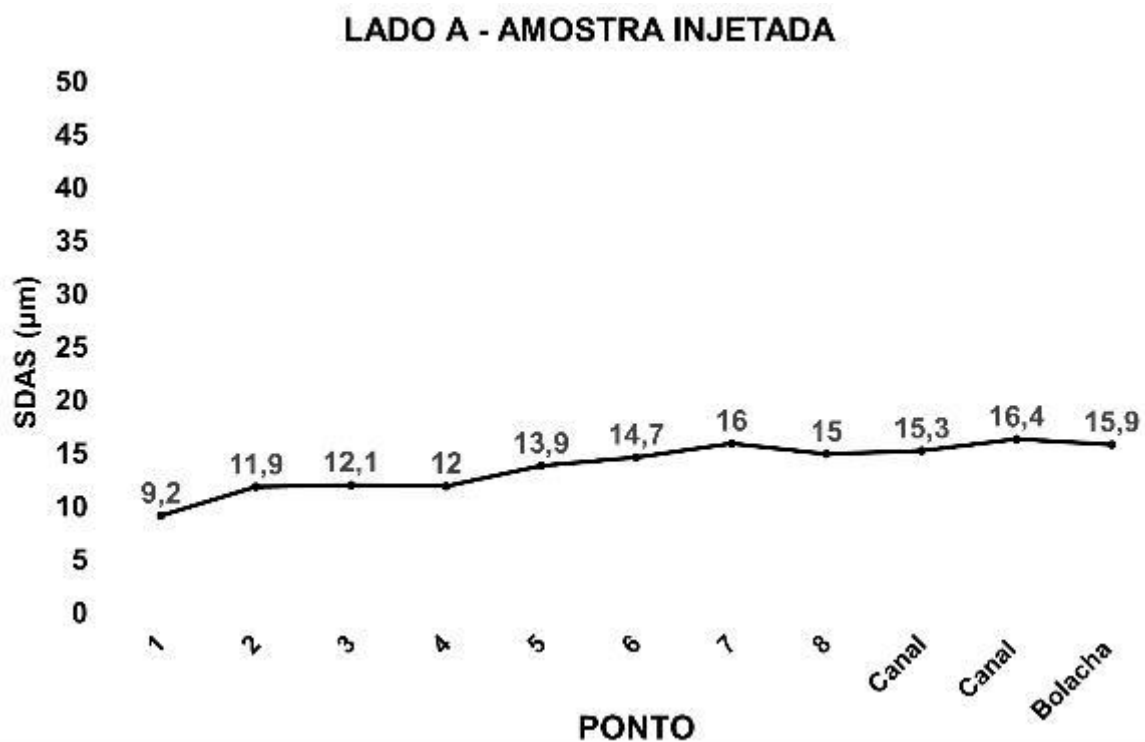


Tabela 4. 4 Valores SDAS encontrados em amostra injetada em Fundição sob Pressão

| Região | SDAS | Região | SDAS |
|-------------------------|--------------|-------------------------|--------------|
| 1A | 9,2 μ m | 1B | 10,2 μ m |
| 2A | 11,9 μ m | 2B | 9,0 μ m |
| 3A | 12,1 μ m | 3B | 12,3 μ m |
| 4A | 12,0 μ m | 4B | 11,5 μ m |
| 5A | 13,9 μ m | 5B | 13,3 μ m |
| 6A | 14,7 μ m | 6B | 12,9 μ m |
| 7A | 16,0 μ m | 7B | 18,3 μ m |
| 8A | 15,0 μ m | / | / |
| 1° Canal de alimentação | 15,3 μ m | 1° Canal de alimentação | 15,3 μ m |
| 2° Canal de alimentação | 16,4 μ m | 2° Canal de alimentação | 16,4 μ m |
| Bolacha | 15,9 μ m | Bolacha | 15,9 μ m |

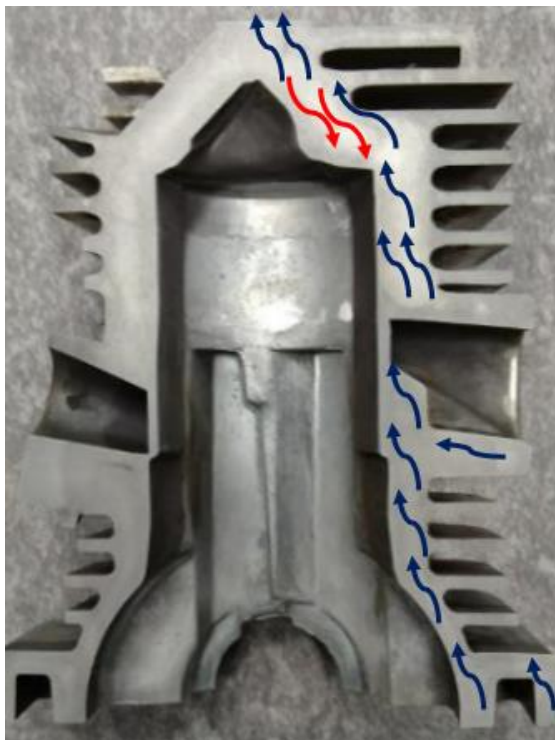
Na Figura 4.18, é possível observar o gráfico do sentido de solidificação do lado A da amostra injetada em Fundição Sob Pressão. O lado A da amostra apresentou sentido de solidificação correto em direção aos canais de alimentação, exceto no ponto 7 no qual o SDAS apresentou valor acima do ponto 8, indicando uma região com grande potencial de apresentar defeitos. Diferentemente dos valores encontrados para massalotes na Fundição por Gravidade, no qual apresentam maior SDAS de toda a peça, na Fundição sob Pressão os canais de alimentação analisados fecham e solidificam antes mesmo da peça estar completamente solidificada, desta maneira os SDAS encontrados nos canais são menores que os SDAS da amostra.

Figura 4. 18 Gráfico do sentido de solidificação do Lado A da amostra injetada em Fundição sob Pressão. SDAS x Pontos medidos



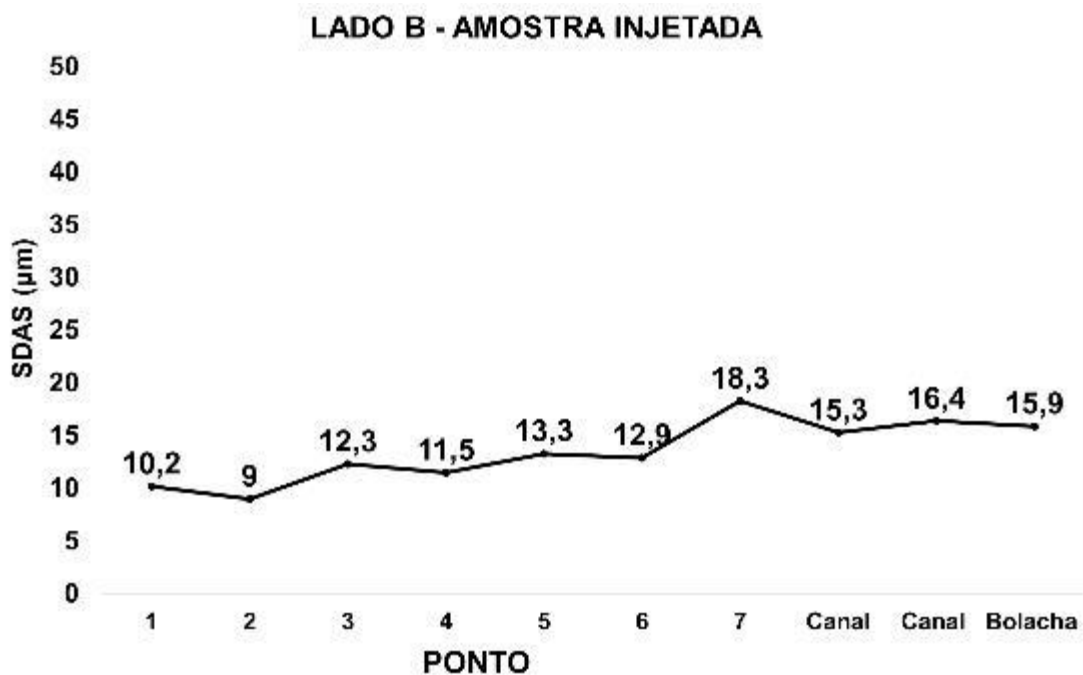
Na Figura 4.19, está o sentido de solidificação do lado A da amostra injetada, indicado por flechas as regiões passíveis de encontrar defeitos.

Figura 4. 19 Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado A, conforme os valores encontrados a partir do SDAS. As flechas em vermelho indicam que o sentido de solidificação nesta região está incorreto.



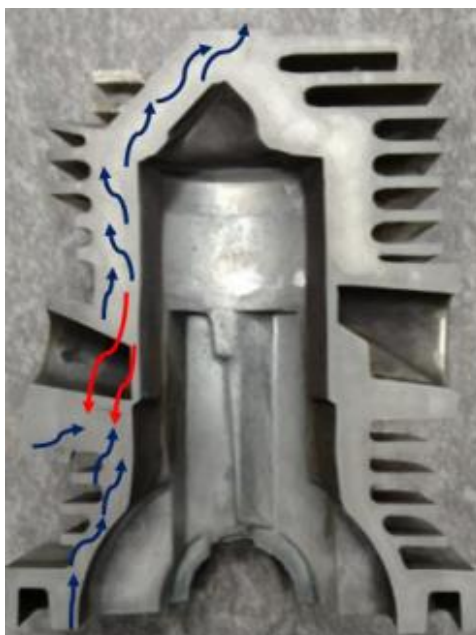
A Figura 4.20, apresenta a variação do SDAS em função do ponto de medida indicando o sentido de solidificação do lado B da amostra injetada em Fundição por Gravidade, é possível observar que o ponto 3 apresentou um pico de SDAS e em seguida no ponto 4 houve um decréscimo. Nesta região o sentido de solidificação não está acontecendo corretamente para o topo da amostra, dessa maneira a região próxima ao ponto 3 irá apresentar defeitos de fundição.

Figura 4. 20 Gráfico do sentido de solidificação do Lado B da amostra injetada em Fundição sob Pressão. SDAS x Pontos medidos



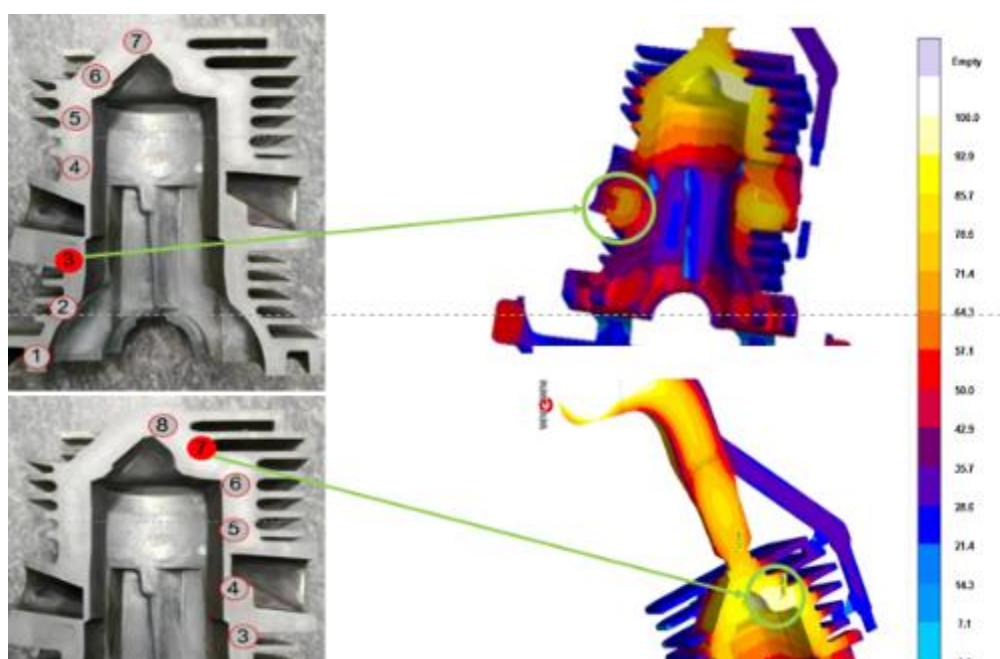
Na Figura 4.21, está o sentido de solidificação do lado B da amostra injetada, indicado por flechas vermelhas as regiões passíveis de encontrar defeitos.

Figura 4. 21 Flechas indicando o sentido de solidificação do Lado B, conforme os valores encontrados a partir do SDAS. As flechas em vermelho indicam que o sentido de solidificação nesta região está incorreto.



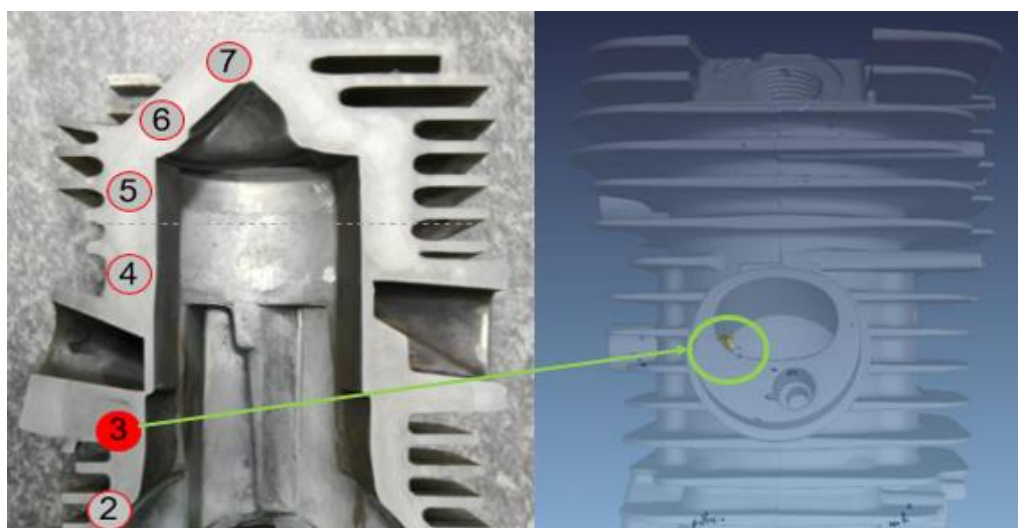
Na Figura 4.22, é possível comparar o SDAS com o software de simulação de fundição. O ponto 3B no qual o SDAS indicou um possível ponto quente coincide com o software de simulação, note conforme o gradiente de cor na figura que a região circulada possui uma cor amarela escura, indicando que está solidificando após a região acima que tem cores em tons de vermelho e roxo. No 7B logo abaixo é possível verificar que esta região possui cores mais claras, solidificando após a região acima.

Figura 4. 22 Comparação entre SDAS e o *software* de simulação. As regiões circuladas coincidem com os resultados SDAS, a qual a simulação de fundição indicou que estes pontos possuem tempo local de solidificação maior que os pontos localizados a cima.



No processo de raio X, no qual a peça é escaneada é possível observar que no ponto 3B há um defeito identificado pelo scanner. Na Figura 4.23, é possível verificar que a região em que o SDAS indicou possível defeito foi confirmado com o scanner da peça bruta.

Figura 4. 23 Imagem de scanner de amostra injetada, a qual o ponto 3 apresentou defeito.

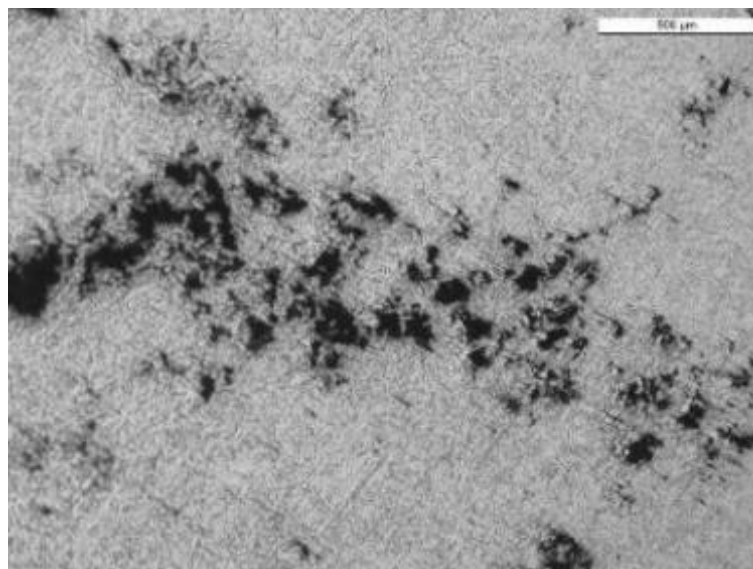


A amostra no momento de preparação para análise metalográfica e caracterização por MeV e EDS foi identificado um defeito de porosidade. Avaliando-se mais a fundo o defeito observou-se que a porosidade é oriunda de uma contração, ou seja, rechupe. Esta região do defeito nada mais é do que a região 7A, no qual o SDAS indicou um possível potencial de defeito. Na figura 4.24 é possível observar a amostra lixada com o defeito e na Figura 4.25 a caracterização do defeito por metalografia. O SDAS para amostras injetadas possui a mesma eficiência para amostras vazadas, os resultados obtidos através do SDAS foram confirmados novamente, enfatizando que este método pode solucionar muitos problemas das indústrias de fundição de alumínio.

Figura 4. 24 Defeito de fundição (rechupe) identificado em amostra injetada no ponto 7A



Figura 4. 25 Caracterização metalográfica do defeito de fundição caracterizado como rechupe.



4.4. Ensaio de Voltametria Cíclica

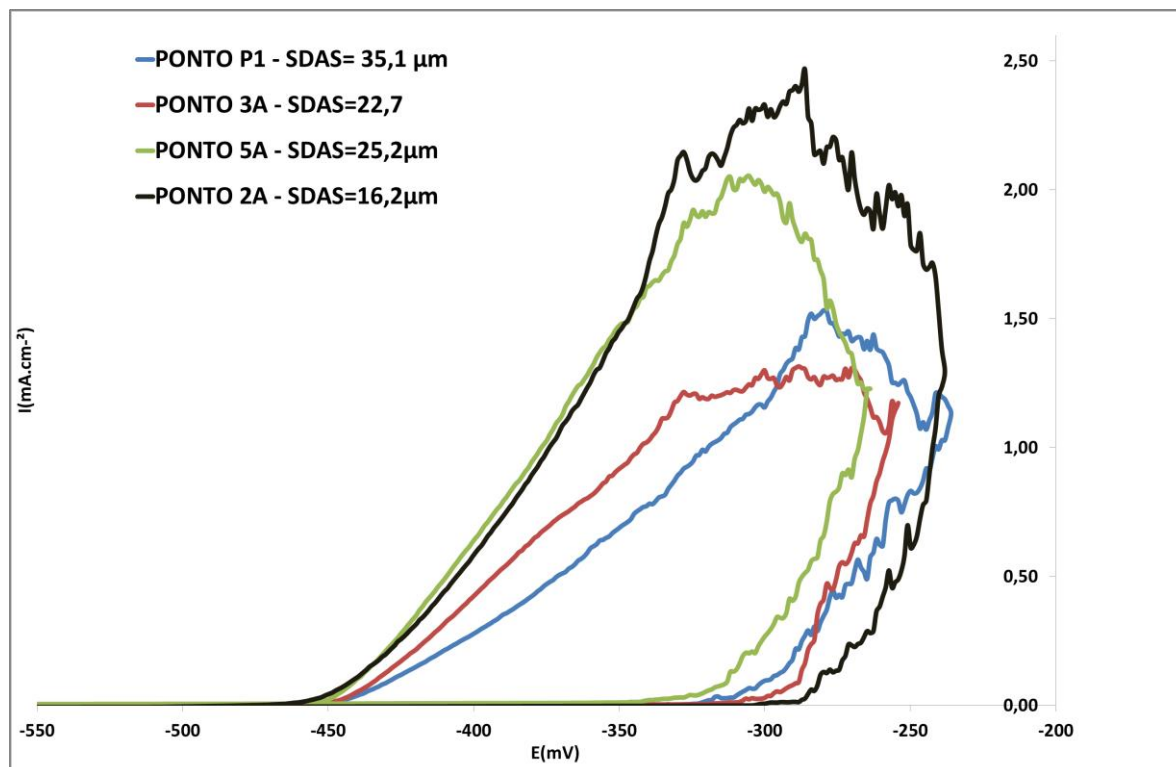
Os pontos para o ensaio de voltametria cíclica escolhidos se encontram na Tabela 4.5. Com essas regiões, com diferentes tempos de solidificação em uma mesma amostra, é possível relacionar SDAS obtido nos experimentos e análises anteriores com a resistência à corrosão. Segue na Tabela 4.5 os potenciais de repassivação obtidos no ensaio de voltametria cíclica, é possível correlacionar que os primeiros pontos a solidificarem demoraram mais a repassar quando comparados aos últimos pontos solidificarem.

Tabela 4. 5 Pontos SDAS analisados pelo ensaio de Voltametria Cíclica

| Ponto | SDAS |
|-------|--------------------|
| 2A | 16,2 μm |
| 3A | 22,7 μm |
| 5A | 25,2 μm |
| P1 | 35,1 μm |

Na Figura 4.26 é possível observar as curvas obtidas para os pontos comentados anteriores: 2A; 3A; 5A e P1.

Figura 4. 26 Curvas obtidas no ensaio de Voltametria Cíclica de amostras com diferentes valores de SDAS.



Analisando as curvas foram obtidos os seguintes potenciais de pite, conforme a tabela 4.6:

Tabela 4. 6 Potenciais de pite e potenciais de passivação obtidos com seus respectivos SDAS

| Ponto | SDAS (μm) | $E_{\text{pite}}(\text{mV})$ | $E_{\text{pite}}(\text{mV})$ | Média $E_{\text{pite}}(\text{mV})$ | $E_{\text{pass}}(\text{mV})$ | $E_{\text{pass}}(\text{mV})$ | Média $E_{\text{pass}}(\text{mV})$ |
|-------|---------------------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------------|
| 2A | 16,2 | -282 | -292 | -287 | 455,2 | 465,0 | -460 |
| 3A | 22,7 | -307 | -298 | -303 | -460,0 | -450,0 | -455 |
| 5A | 25,2 | -335 | -336 | -334 | -450,2 | 449,8 | -450 |
| P1 | 35,1 | -324,7 | 321,0 | -322,9 | -440,2 | -449,8 | -445 |

4.5. Caracterização Metalográfica das regiões atacadas no ensaio de Voltametria Cíclica

Após o ensaio de Voltametria Cíclica, foram registradas microfotografias das regiões atacadas para avaliar a corrosão em cada ponto.

O ponto 2A com SDAS de $16,2\ \mu\text{m}$ faz parte de uma das primeiras regiões a solidificar, portanto, uma região de resfriamento mais rápido e previsivelmente, com a menor ocorrência de segregação e elementos de liga e com menor precipitação de fases intermetálicas grosseiras (precipitados de segunda fase). O potencial de pite neste ponto foi de $-287\ \text{mV}$ (SHE), sendo a região com menor resistência à corrosão por pite, este fato está ligado à menor presença de elementos de liga (cobre, níquel, magnésio e zinco).

Na Figura 4.27 é possível observar a completa dissolução das dendritas e que a corrosão se dá nos contornos da dendritas. Na Figura 4.28, com um aumento maior, é possível observar que a corrosão se inicia nas fases formadas nos contornos das dendritas e que com o passar do tempo as dendritas são dissolvidas também.

Figura 4. 27 Ponto 2A-SDAS = $16,2\ \mu\text{m}$, com potencial de pite de $-287\ \text{mV}$, apresentando a região com menor resistência a corrosão. Regiões de dissolução de dendritas.

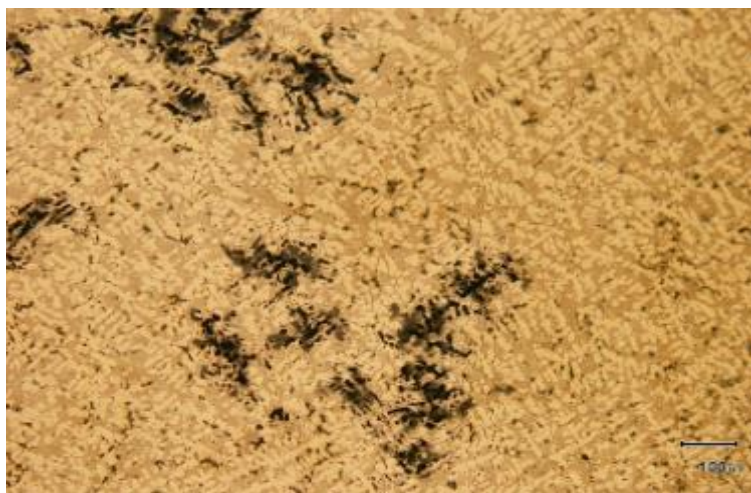
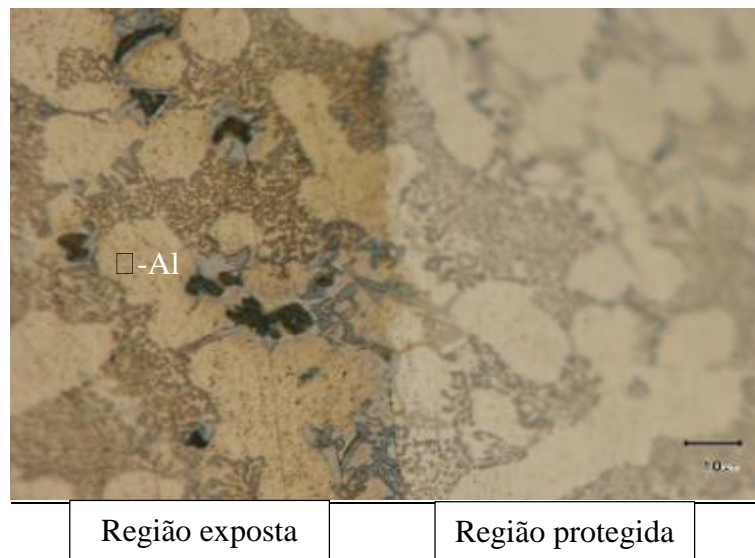


Figura 4. 28 Ponto 2A-SDAS = 16,2 μm , com potencial de pite de -287mV, apresentando a região com menor resistência à corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas e região não atacada.

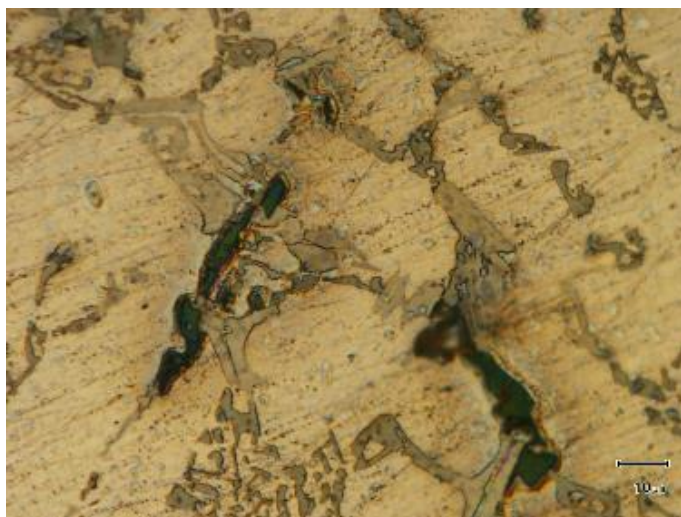


Na Figura 4.29, é possível observar a região atacada no ponto 3A, esta região apresentou assim como a região 2A, dissolução de dendritas e também nos testes de voltametria cíclica, um dos pontos com menor resistência a corrosão. Na Figura 4.30 tem presente fases presentes interdendríticas que estão dissolvidas. Estas fases começam a dissolver primeiramente e posteriormente dissolvem as dendritas.

Figura 4. 29 Ponto 3A-SDAS=22,7 μm , com potencial de pite de -303 mV. Regiões de dissolução de dendritas e fases em contornos das dendritas.



Figura 4. 30 Ponto 3A-SDAS=22,7 μm , com potencial de pite de -287 mV, apresentando a região com menor resistência à corrosão. Regiões de dissolução nos contornos das dendrita (espaço interdendrítico):



A região 5A apresentou o ponto com maior resistência à corrosão por pite, com - 334 mV. Na Figura 4.31 há apenas a dissolução de fases interdendríticas, sem a ocorrência de dissolução total da fase α (dendritas). Este ponto situa-se em uma região favorável da amostra, com presença de elementos de liga em maior quantidade em função da segregação e também por apresentar uma região isenta de porosidade. A segregação de elementos de liga, e a homogeneidade da região, sem presença de defeitos, auxiliam na resistência a corrosão da liga.

Figura 4. 31 Ponto 5A-SDAS=25,2 μ m, com potencial de pite de -334mV, apresentando a região com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas, sem a presença de dissolução de das dendritas.

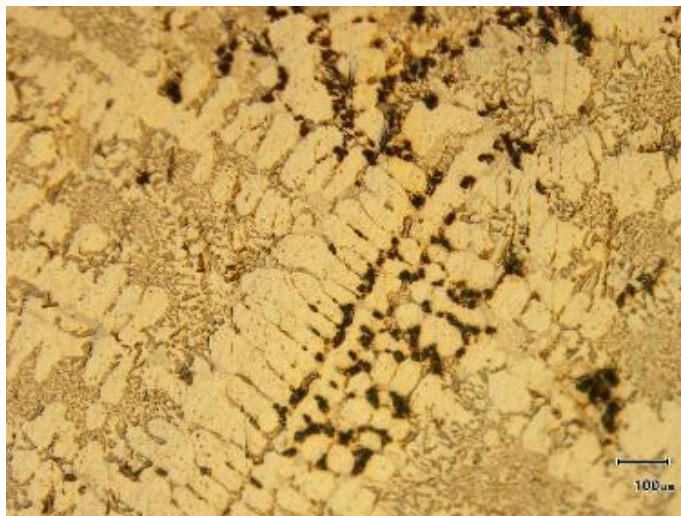
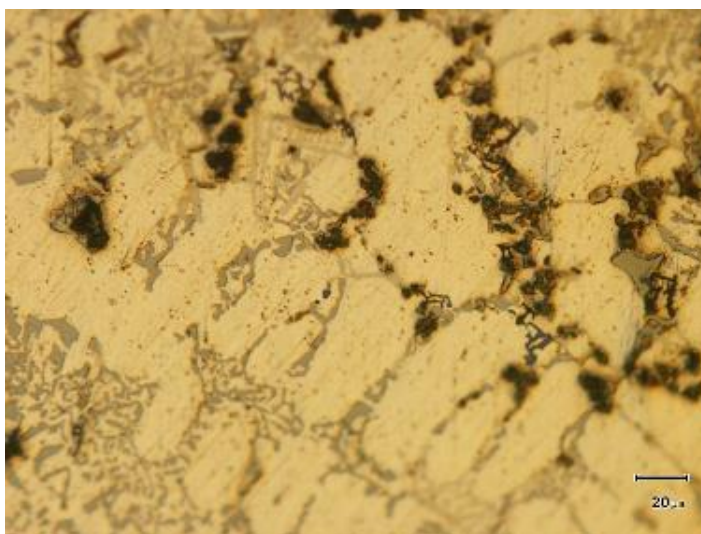


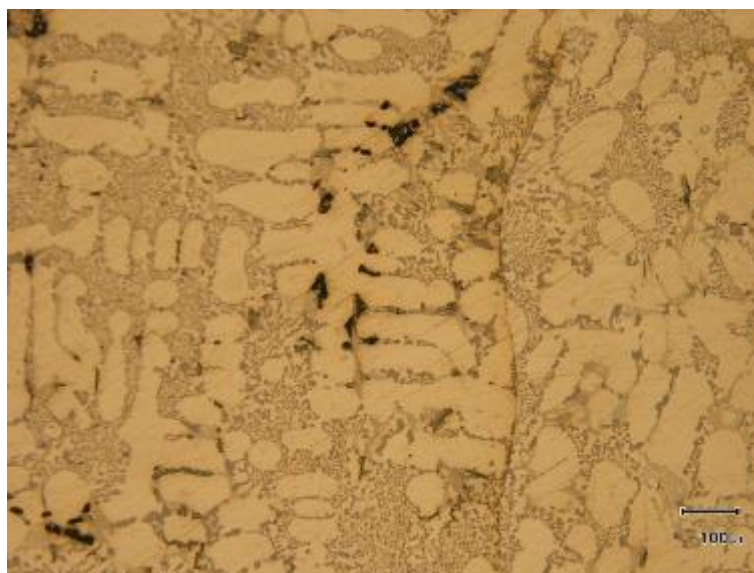
Figura 4. 32 Ponto 5A-SDAS=25,2 μ m, com potencial de pite de -334mV, apresentando a região com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas.



O ponto P1 – Pescoço com SDAS igual a 35,1 μ m, se localiza em uma das últimas regiões a solidificar, com maior presença de segregação de elementos de liga, sendo assim, com maior formação de intermetálicos. É importante salientar, que por ser uma das últimas regiões a solidificar, está região está propensa a desenvolver defeitos de fundição, como rechupe, que foram citados nas seções anteriores. Estes defeitos podem influenciar fortemente na resistência a corrosão, pois estas porosidades são fortes pontos concentradores de oxigênio, com maior tendência a desenvolver corrosão por pite. A Figura 4.33 apresenta corrosão das fases formadas

segregadas nos contornos das dendritas, porém não apresenta uma maior dissolução das dendritas como o ponto 2A. Este ponto apresentou um potencial de pite de $-322,9\text{mV}$, sendo um dos pontos com maior resistência a corrosão por pite.

Figura 4. 33 Ponto P1-SDAS= $35,1\mu\text{m}$, com potencial de pite de -287mV , apresentando uma das regiões com maior resistência a corrosão. Regiões de dissolução de fases nos contornos das dendritas e região não atacada.



Analisando as imagens metalográficas é possível verificar que os pontos com menores SDAS, ponto 2A e ponto 3A, no qual apresentaram menor resistência a corrosão por pite, apresentaram a dissolução de dendritas. Já os pontos 5A e P1- Pescoço, com maiores SDAS e pelo ensaio de voltametria cíclica apresentaram maiores resistência à corrosão por pite, não apresentando dissolução de dendritas, apenas ocorreu à corrosão de fases nos contornos das dendritas. Isso deve-se ao fato das últimas regiões a solidificarem conterem maior concentração de elementos de liga, consequência da segregação na solidificação.

4.6. Caracterização e Microanálise química por MeV e EDS

Nesta etapa do trabalho será apresentado imagens obtidas a partir de MeV e composição química de fases e intermetálicos formados nas regiões em que foram realizados os ensaios eletroquímicos de voltametria cíclica. Será apresentado regiões sem o ataque, para identificar todas as fases formadas na liga DIN AlSi12Cu e regiões em que houve o ataque para identificar as fases que começam a dissolver primeiramente. Assim como, analisar a composição química ao longo das dendritas e ao seu redor.

4.6.1. Ponto P1-Pescoço sem ataque

Na Figura 4.34, é possível identificar as dendritas da região próxima ao ponto P1-Pescoço, regiões situadas aos últimos pontos a solidificar da amostra. Foram realizados pontos EDS para avaliar a composição química ao longo da dendrita, assim como nos contornos dos braços dendríticos. Na, Tabela 4.7 e 4.8 é possível verificar a composição destes pontos. Dentro das dendritas temos a fase α com solubilidade máxima de 1,65% de silício e nas regiões de contornos temos o eutético com aproximadamente 12,6% de silício.

Figura 4. 34 Região com pontos EDS para verificar a composição química ao longo e nos contornos dos braços dendríticos

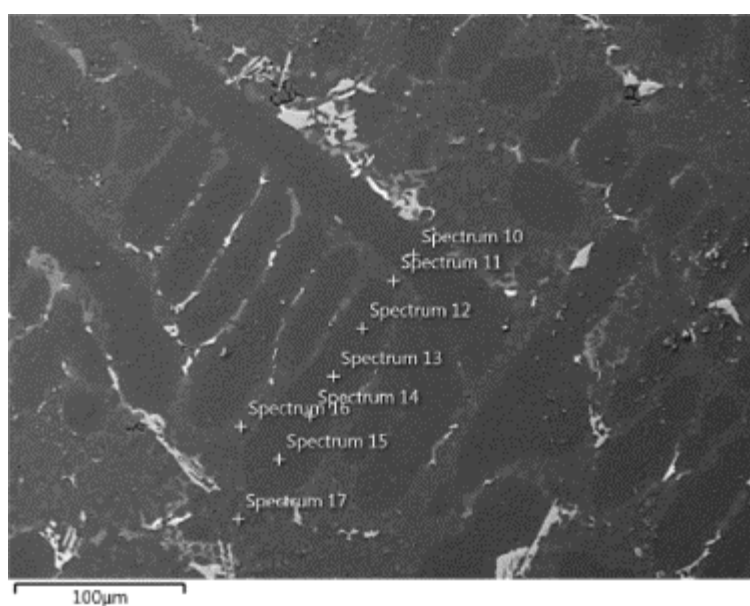


Tabela 4. 7 Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 14. EDS no interior das dendritas secundárias

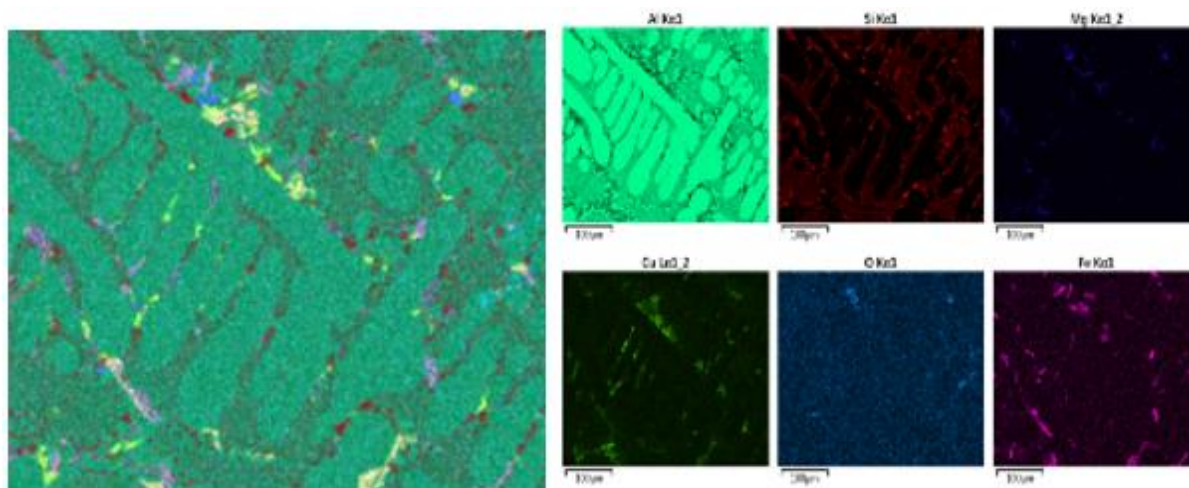
| Elemento | % Atômica |
|----------|-----------|
| O | 1,9 |
| Mg | 0,2 |
| Al | 96,2 |
| Si | 1,6 |
| Cu | 0,1 |
| Total: | 100 |

Tabela 4. 8 Composição em % atômica obtida por análise EDS no ponto 17. EDS no contorno das dendritas secundárias

| Elemento | % Atômica |
|----------|-----------|
| O | 1,0 |
| Mg | 0,3 |
| Al | 85,6 |
| Si | 12,8 |
| Cu | 0,3 |
| Total: | 100 |

Na Figura 4.35 é possível verificar o mapeamento de elementos de liga presentes, próximos ao ponto P1-Pescoço, identificados por cores. É possível identificar os principais elementos de liga presentes nas fases que estão localizadas nos contornos das dendritas, fases aquelas, como visto nas seções anteriores, tendem a corroer com maior facilidade.

Figura 4. 35 Mapeamento EDS para identificação de elementos de ligas e fases presentes próximo a região P1-Pescoço



Avaliando a localização e morfologia das fases, é possível dizer que as fases que tendem a corroer primeiro são as de silício, com morfologia arredondada e comprida, que está presente em grande proporção nos contornos dos braços secundários das dendritas.

Para analisar e verificar cada intermetálico e fase presente foi realizado a composição química EDS como apresentado na Figura 4.36. Na Tabela 4.9 está a composição das fases circuladas na Figura 4.36. O intermetálico circulado 1 é formado por AlNiFe, o intermetálico 2 é formado por AlFeSiNi, estes intermetálicos em placas são comuns em ligas AlSi e são fragilizadores por apresentar morfologia em placas. A fase 3 é formado apenas por alumínio e silício, já a fase 4 tem em sua composição AlSiMgFeNi, a região 5 circulada apresenta alumínio e silício, no qual a composição indica serem o eutético. A fase 6 apresenta em sua composição AlCuMgSi e por fim a fase 7 é composta por AlMgCu.

Figura 4. 36 Pontos para identificação de fases e intermetálicos formados a partir da análise EDS

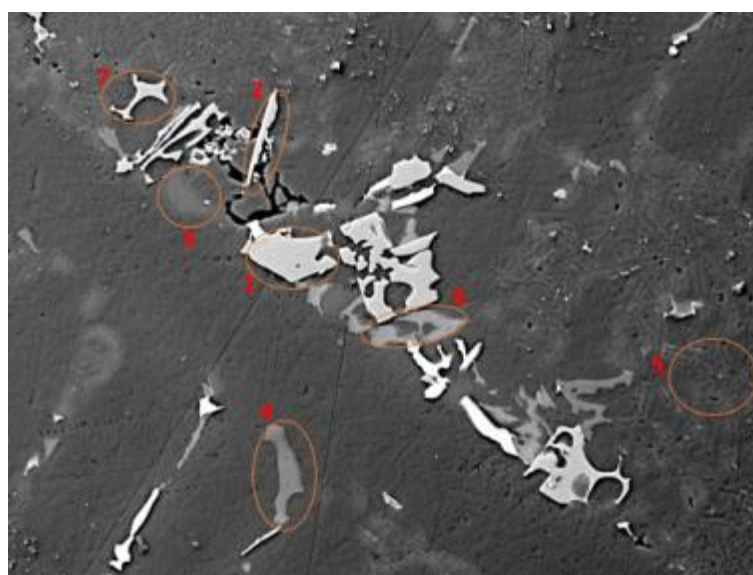


Tabela 4. 9 Composição em % atômica das principais fases formadas na liga DIN Al12SiCu vazadas em Fundição por Gravidade

| Ponto | % O | % Al | % Si | % Mn | % Fe | % Ni | % Mg | % Cu | Total |
|-------|-----|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| 1 | 3,2 | 76,4 | 3,2 | 0,3 | 2,9 | 13,4 | | 0,02 | 100 |
| 2 | | 75,6 | 8,1 | 2,8 | 8,8 | 4,4 | | 0,3 | 100 |
| 3 | | 27,8 | 72,2 | | | | | | 100 |
| 4 | 2,7 | 46,5 | 25,4 | 0,3 | 2,7 | 2,7 | 19,7 | | 100 |
| 5 | | 75,0 | 24,0 | | | | 0,6 | 0,4 | 100 |
| 6 | 1,6 | 90,0 | 24,4 | | | | 3,9 | 2,1 | 100 |
| 7 | 1,4 | 97,3 | | | | | 0,4 | 0,9 | 100 |

4.6.2. Ponto P1-Pescoço com ataque

Na Figura 4.37, é possível visualizar fases dissolvidas após o ensaio de Voltametria Cíclica, a composição química desta fase se encontra na tabela 4.10. A partir da composição química, é possível afirmar que as fases dissolvidas são compostas por alumínio e silício. A composição desta fase indicou teor de oxigênio, indicando a corrosão desta fase. As fases com elementos de liga mais nobres, como cobre não apresentaram dissolução.

Figura 4. 37 Fases dissolvidas em amostra vazada em Fundição por Gravidade após o ensaio de Voltametria Cíclica. Região P1-Pescoço (últimos pontos de solidificação)

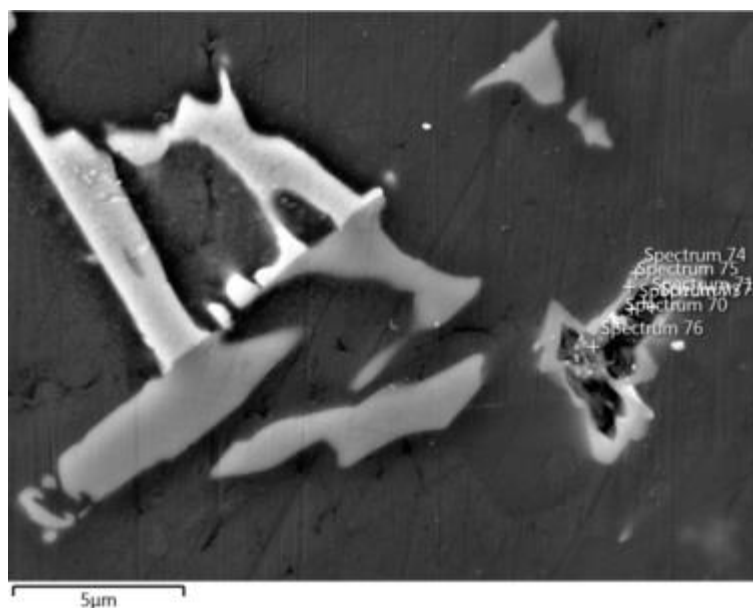


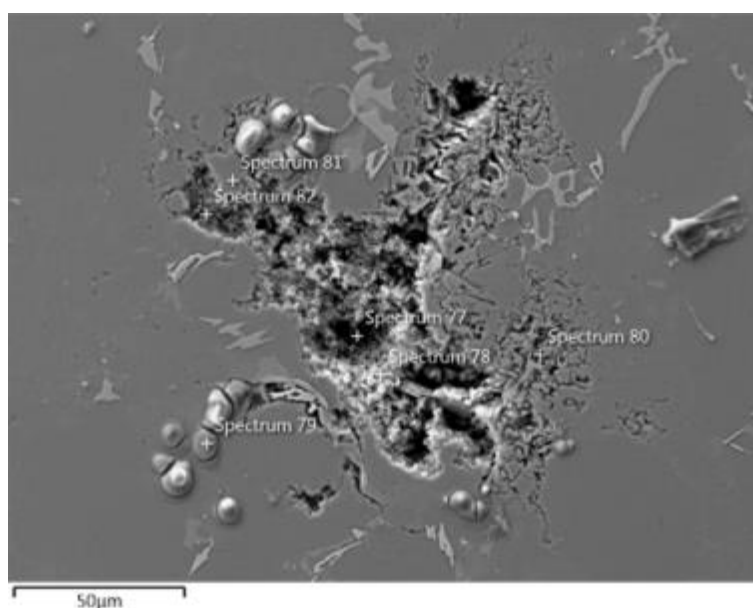
Tabela 4. 10 Composição em % atômica da fase dissolvida após ensaio de Voltametria Cíclica

| Elemento | %Atômica |
|----------|----------|
| O | 7,5 |
| Mg | 1,3 |
| Al | 77,1 |
| Si | 10,3 |
| Mn | 0,7 |
| Fe | 1,8 |
| Ni | 0,9 |

| | |
|--------|--------|
| Cu | 0,4 |
| Total: | 100.00 |

Na Figura 4.38, a região corroída é composta basicamente por alumínio (fase α), exceto nas extremidades (Spectrum 80) temos as fases Al-Si. As fases sobressalentes com geometrias redondas são óxidos de alumínio. As fases com o elemento de liga cobre não apresentaram dissolução.

Figura 4. 38 Fase α dissolvida em amostra vazada em Fundição por Gravidade após o ensaio de Voltametria Cíclica. Região P1-Pescoço (últimos pontos de solidificação)



Na Figura 4.39 há a presença de um intermetálico com aspecto de quebradiça, este intermetálico apresenta em sua composição alumínio, níquel e oxigênio. A presença de oxigênio indica corrosão deste intermetálico. Na Tabela 4.11 está a composição deste intermetálico. As fases ao redor mais claras são compostas por alumínio e cobre, estas fases em presença de cobre possuem uma resistência à corrosão superior que as demais fases.

Figura 4. 39 Intermetálico Al-Ni atacados pela corrosão e intermetálicos de cobre (fases mais claras) sem presença alguma de corrosão

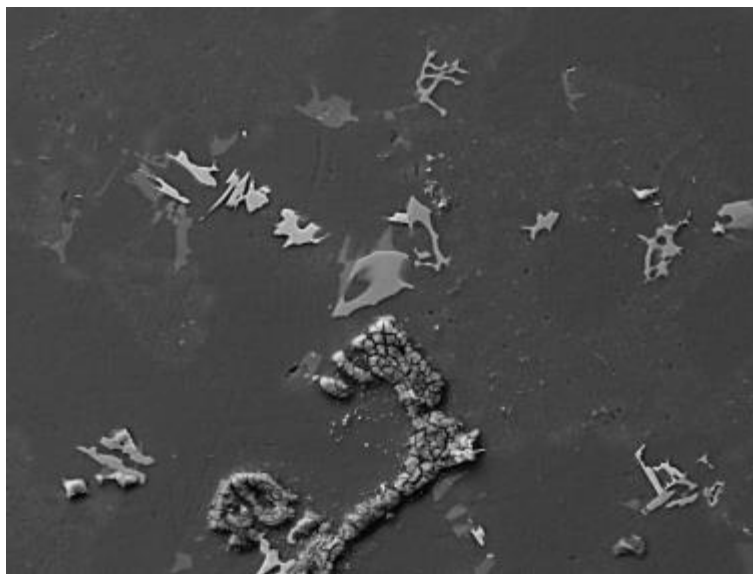


Tabela 4. 11 Composição em % atômica química do intermetálico Al-Ni atacado

| Elemento | % Atômica |
|----------|-----------|
| O | 38,3 |
| Al | 54,7 |
| Si | 0,7 |
| Cl | 0,3 |
| Mn | 0,1 |
| Fe | 1,0 |
| Ni | 4,4 |
| Cu | 0,5 |
| Total: | 100.00 |

4.6.3. Ponto 2A sem ataque

A região 2A, situado na região com maior taxa de solidificação, apresentou menor segregação de intermetálicos formados e dendritas (fase α) muito menores em relação o ponto P1 estudado anteriormente. Na Figura 4.40 é possível observar os pontos de EDS para verificar

a composição química ao longo das dendritas e ao redor das mesmas. Na Tabela 4.12 segue a composição química no espectro 121, que está localizado no interior das dendritas, diferentemente da composição no interior das dendritas do ponto P1-Pescoço, a composição no interior das dendritas no ponto 2A não apresentou presença de magnésio e cobre, apresentando apenas em sua composição alumínio e silício, confirmando a existência da fase α . Isso se deve ao fato da segregação nesta região ser minimizada, pois é um dos primeiros pontos a solidificar, expulsando o soluto e solidificando o mais puro possível. A Tabela 4.13 indica a composição ao redor das dendritas, no qual a composição condiz com o eutético, com composições próximas de 12,6% de silício, a região no contorno das dendritas não apresentou a presença de magnésio, ao contrário das regiões do ponto P1-pescoço analisado anteriormente.

Figura 4. 40 Ponto 2A com análise EDS ao longo e ao redor das dendritas

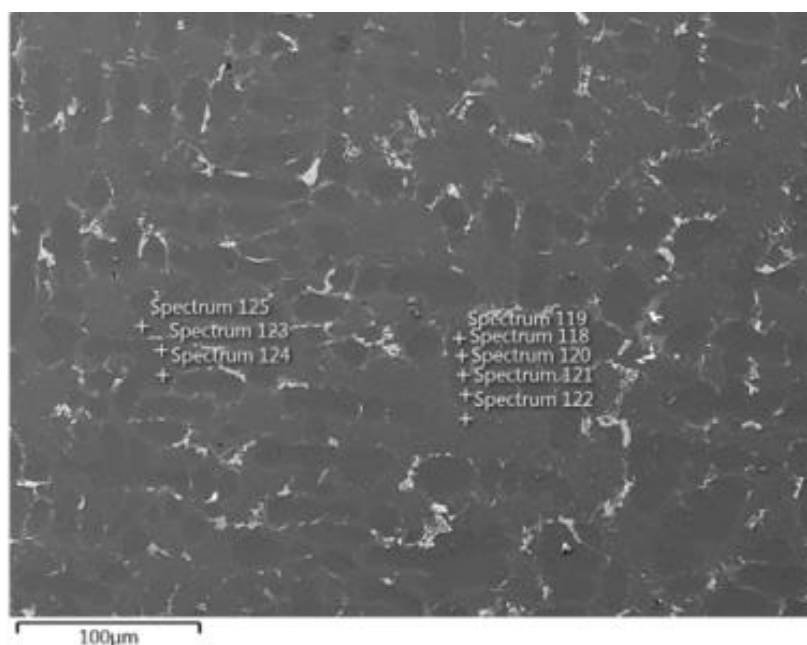


Tabela 4. 12 Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 120. EDS no interior das dendritas

| Elemento | % Atômica |
|----------|-----------|
| Al | 96,8 |
| Si | 3,2 |
| Total: | 100,00 |

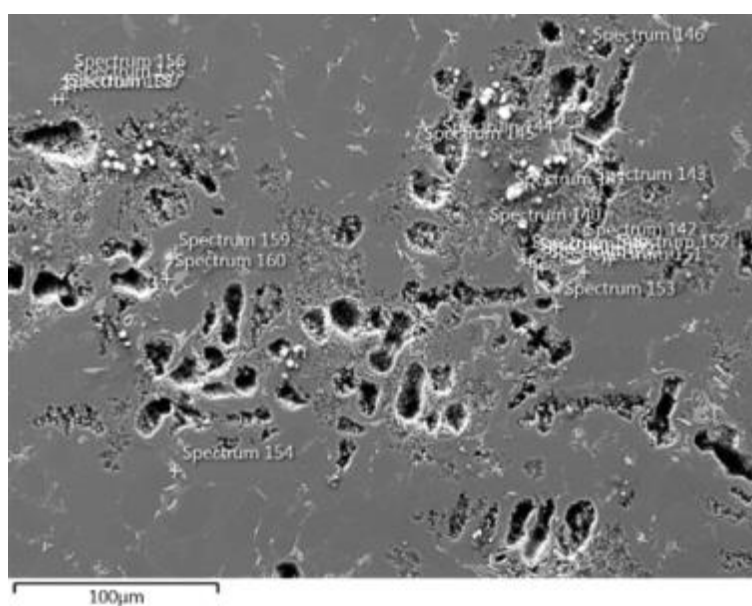
Tabela 4. 13 Composição em % atômica obtida por análise EDS no espectro 125. EDS no contorno das dendritas secundárias

| Elemento | % Atômica |
|----------|-----------|
| O | 0,9 |
| Al | 81,9 |
| Si | 16,8 |
| Cu | 0,4 |
| Total: | 100.00 |

4.6.4. Ponto 2A com ataque

O ponto 2A como comentado em seções anteriores apresentou dissolução de dendritas, a corrosão neste ponto foi bem acentuada e mais agressiva comparando com a região P1-Pescoço, na Figura 4.41 é possível observar a dissolução da fase α , assim como outros intermetálicos. Ocorreu a dissolução da fase α , assim como fases Al-Si, fases ao redor compostas de Al-Cu-Ni, não foram atacadas, permanecendo sem corrosão por pites.

Figura 4. 41 Ponto 2A com dendritas e intermetálicos dissolvidos após ensaio de Voltametria Cíclica



5. CONCLUSÕES

De acordo com o objetivo geral desta pesquisa e desenvolvimento experimental que é medir a distância média entre braços interdendríticos secundários (SDAS-*secondary dendritic arm spacing*) para a liga Al9Si3Cu (obtida pelo processo de injeção sob pressão) e para a liga Al12SiCu (obtida pelo processo de fundição por gravidade), verificando o sentido de solidificação e possíveis defeitos de fundição, assim como relacionar o SDAS com o comportamento na resistência à corrosão, conclui-se que o mesmo foi alcançado. Realizando-se a medição entre a distância média entre braços interdendríticos secundários em amostras vazadas (AlSi12Cu) e amostras injetadas (AlSi9Cu3) foi possível verificar o sentido de solidificação de ambas as amostras, assim como prever defeitos de fundição, como o rechupe. Este método para prever defeitos pode ser utilizado para auxiliar *softwares* de simulação, ajudando a confirmar a veracidade do programa, assim como ajustar e calibrá-lo. Além disso, a medição SDAS é um método prático, rápido, no qual os resultados obtidos são dados reais de processo. O SDAS pode ser útil para modificações de processo que visam melhorar o sentido de solidificação de peças fundidas, assim como reduzir tempo de ciclo, variação da temperatura da liga, queimadores e resfriadores. Estas variáveis de processo influenciam fortemente o sentido de solidificação de peças fundidas, e com o SDAS é possível determinar o melhor processo para obter um sentido de solidificação correto, assim como minimizar os defeitos de fundição.

Foi possível prever defeitos de fundição através do SDAS nos pontos 5B da amostra vazada e os pontos 7A e 3B da amostra injetada. O SDAS apontou o que o *software* de fundição simulou, assim como o scanner da peça bruta. Após etapas de usinagem e corte foi possível visualizar os defeitos de fato, caracterizados como rechupe.

O SDAS apresentou relação com o comportamento eletroquímico, no qual pontos com maiores SDAS apresentaram maior resistência à corrosão por pite, devido à segregação de elementos de liga como o cobre e níquel nos últimos pontos de solidificação. Os pontos 2A e 3A apresentaram 16,2 μ m e 22,7 μ m de SDAS, respectivamente, com E_{pite} -287mV e -303mV, respectivamente, com regiões de menor resistência a corrosão. Os pontos 5A e P1 com SDAS iguais à 25,2 μ m e 35,1 μ m, respectivamente, apresentaram E_{pite} -334mV e E_{pite} -322,9mV, caracterizando regiões com maior resistência a corrosão.

Por fim conclui-se que o método SDAS pode prever defeitos de fundição, auxiliando a indústria em diversas aplicações e áreas, assim como relacionar SDAS com o comportamento eletroquímico.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como recomendações e sugestões para trabalhos futuros ficam as possibilidades de pesquisa para comparar o SDAS de ligas injetadas em Fundições sob Pressão de alumínio com o comportamento eletroquímico e também estudos considerando as diversas morfologias do silício no comportamento eletroquímico.

REFERENCIAS

ANDRADE, F.; BACCI, Márcio da Silva ; SILVA, Evaldo Malaquias da ; SILVA NETO, João Cirilo da . **Usinagem Eletroquímica em Aço Inoxidável. In: 2° COBEF (Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação)**, 2003, Uberlândia. II COBEF - O Fórum de Discussão da Engenharia de Fabricação do Brasil. Uberlândia: Digital Solutions, 2003.

ASM HANDBOOK: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals**. The Ninth Edition of Metals Handbook, v. 2, 1991.

Cruz, K. A. S. **Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si**, Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo.2008.

DENARO, A.R., 1971; **Fundamentos de Eletroquímica**. Butterworth & Co-Publishers Ltda, Londres, 154 pp.

FILHO, J.D.; KIKUCHI, Rafael., et al., **Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu**. vol.20 no.1 Rio de Janeiro Jan./Mar. 2015

GARCIA, A., **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, 2 ed., Campinas, Editora da Unicamp, 2007.

HASKEL, Tatiane. **Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Liga A356**. Dissertação de Mestrado PGCEMUDESC, 2009.

KRAFT, T., CHANG, Y. A. **Discussion of effect of dendrite arm coarsening on microsegregation**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29 A, n. 9, p. 2447-2450, 1998.

LOREIRO, EDGAR. **Fundição Sob Pressão (ZFA)**. Abril de 2018.

MELO, M. L. N. M., SANTOS, C.A., PENHALBER, C.A.L **Determinação numérica/experimental do coeficiente de transferência de calor na interface metal / molde durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304**. *Revista Matéria*. v.10, n.1, p.545-557, 2005.

MOREIRA, Paulo. **Efeito da taxa de resfriamento e dos Tratamentos térmicos sobre as Propriedades Mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0) Fundida**. Dissertação de mestrado. Dezembro de 2011.

OSORIO, W.R.; Rosa, D.M.; Garcia, A. **A influência da microestrutura da liga Pb-0,85%Sb em seu comportamento eletroquímico**. *Matéria (Rio J.)* vol.13 no.2 Rio de Janeiro Apr./June 2008.

PORTER, Davi; EASTERLING, Kenneth; SHERIF, Mohamed. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. Edição: 3, 10 de fevereiro de 2009.

PRATES, M., DAVIES, G.J. **Solidificação de metais e suas ligas**. Rio de Janeiro, ED. Livros Técnicos e Científicos, 1978.

TRIVEDI, R. **Interdendritic spacing: Part II. A Comparison of theory and experiment**. Metallurgical Transactions, v.15 A, p.977-982, 1984.

ROSA, D.M., SPINELLI, J.E., FERREIRA, I.L., et al., "**Cellular/Dendritic Transition and Microstructure Evolution During Transient Directional Solidification of Pb-Sb Alloys**", Metallurgical and Materials Transactions, v.39, pp. 161-2174, Sep. 2008.

ROSA, D.M. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória**. Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 2007.

RONDON, Vinicius; NETO, Carlos de Moura. **Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas, estáticas e dinâmicas, da liga fundida al-si-mg-e357 envelhecida**. 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 11 a 15 de abril de 2011.

SOLOMON, H.D; DEVINE JR., TM (1983). **Duplex Stainless Steel Conference ASM, St. Louis, 1982**. Proceedings ed: Lula. R. A., Ohio, EUA, v.2, p.693-756.